

**Untersuchungen zum Orbital-Reibschweißen als  
alternatives Herstellungsverfahren von Titan-Blisks im  
Vergleich mit dem Linear-Reibschweißen**

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

**Ulrich Raab**

aus Bad Harzburg

genehmigt von der

Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften

der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung

25.02.2016

Vorsitzende der Promotionskommission:	Prof. Dr.-Ing. Heinz Palkowski
Hauptberichterstatte:	Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner
Mitberichterstatte:	Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Raab, Ulrich

Datum:

### **EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG**

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die bei der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal eingereichte Dissertation selbständig und ohne unerlaubte Hilfe verfasst und die benutzten Hilfsmittel vollständig angegeben habe.





## **Danksagung**

Herrn Prof. Wagner möchte ich besonders für die freundliche Überlassung der Projektleitung des BiTaNi-Projektes danken, in dessen Rahmen die Dissertation entstanden ist. Besonderer Dank gilt ihm dabei für die Freiheit, die er mir während des gesamten Forschungsprojektes gewährte, was maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beitrug.

Herrn Dr. Lothar Knippschild danke ich für sein zwischenzeitliches Wirken am Institut für Werkstoffkunde und Werkstofftechnik, ohne welches das BiTaNi-Projekt womöglich nicht verwirklicht worden wäre.

Besonders danken möchte ich auch meinem Kollegen Herrn Dr.-Ing. Glenn Cassar von der Universität Malta, da er mich mit hohem Zeitaufwand und viel Hilfestellung bei der Durchführung der EBSD-Messungen unterstützt hat.

Besonderer Dank gilt auch meinen Kollegen am IWW, durch die ein freundschaftliches Arbeitsklima entstanden ist, was zu einer positiven und produktiven Zusammenarbeit geführt hat. Herrn M.Sc. Sebastian Levin danke ich für die anregenden Diskussionen rund um das Thema Reibschweißen und die Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit. Ohne seine Hilfe hätte das Projekt den heutigen Stand nicht erreicht. Herrn Tobias Gerhardt und Herrn Dennis Bergmann danke ich für die schnelle und unkomplizierte Probenfertigung, die maßgeblich zum zügigen Projektfortschritt beigetragen hat. Herrn Jörg Schumann danke ich für die Hilfestellung bei der Korrektur dieser Arbeit.

Ganz besonderer Dank gilt meiner Frau Natalia, die mich während meiner Promotion auf vielfältige Weise unterstützt hat, sowie meinen Eltern, die mir meinen bisherigen Lebensweg bis hin zu dieser Arbeit ermöglicht haben.

Beim Bundesministerium für Bildung und Forschung bedanke ich mich für die finanzielle Unterstützung dieser Arbeit.



---

## Inhalt

Inhalt.....	I
Abkürzungen .....	III
Symbole und Einheiten.....	IV
1 Motivation.....	1
2 Einleitung .....	2
3 Stand der Technik .....	4
3.1    Blisk .....	4
3.2    Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen.....	5
3.3    Orbital-Reibschweißen .....	9
4 Reibschweißen.....	10
4.1    Rotationsreibschweißen (IFW).....	11
4.2    Linear-Reibschweißen (LFW) .....	12
4.3    Orbital-Reibschweißen OFW .....	12
5 Grundlagen .....	13
5.1    Diffusion.....	13
5.2    Erholung .....	14
5.3    Rekristallisation.....	15
6 Versuchsdurchführung .....	17
6.1    Reibschweißanlage .....	17
6.2    Durchführung der Reibschweißversuche.....	20
6.3    Zugversuch .....	20
6.4    Wärmebehandlung .....	21
6.5    Lichtmikroskopie .....	22
6.6    Rasterelektronenmikroskopie .....	23
6.7    Mikrohärte.....	23
6.8    EBSD .....	24
7 Werkstoffe .....	27
7.1    Titan und Titanlegierungen .....	27
7.2    Einsatz von Titanlegierungen.....	28
7.3    Phasen und Phasenumwandlungen in Titan und Titanlegierungen .....	29
7.3.1 Phasenumwandlung im thermodynamischen Gleichgewicht .....	29
7.3.2 Martensitische Umwandlung.....	30

---

7.4	Mischkristall- und Ausscheidungshärtung.....	31
7.5	Texturen in Titanlegierungen .....	32
7.6	Schweißbarkeit .....	32
7.7	Verwendete Titanlegierungen .....	34
7.7.1	Ti-6Al-4V .....	35
7.7.2	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo .....	37
7.8	Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen von Titanlegierungen ....	38
8	Parameteroptimierung .....	43
8.1	Optimierung der Schweißparameter .....	43
8.2	Schweißparameter Ti-64MA/Ti-64D .....	44
8.3	Schweißparameter Ti-64MA/Ti-6246 .....	45
8.4	Zugversuchsergebnisse.....	46
9	Charakterisierung der Reibschweißverbindungen.....	48
9.1	Ti-64MA/Ti-64D .....	48
9.2	Ti-64MA/ Ti-6246 .....	53
10	Mikrohärte .....	58
10.1	Ti-64MA/Ti-64D .....	62
10.2	Ti-64MA/Ti-6246 .....	63
11	EBSD .....	65
11.1	IPF-Maps der LFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D .....	67
11.2	IPF-Maps der MOFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D .....	70
12	Linear-Reibschweißen versus Orbital-Reibschweißen.....	72
12.1	Berechnungsmodell .....	72
12.2	Versuchsreihe zur Betrachtung der Wärmeentwicklung und Prozesskinetik .....	74
12.3	Vergleich der Prozesse anhand des Berechnungsmodells.....	76
13	Zusammenfassung.....	80
Anhang: Grundlegende Formeln für das Berechnungsmodell .....		82
Literaturverzeichnis .....		84
Abbildungsverzeichnis .....		88
Tabellenverzeichnis .....		91

---

## Abkürzungen

AW	geschweißter Zustand („as-welded“)
BiTaNi	Blisk-Titan-Nickel
Blisk	beschauelte Scheibe („bladed disk“)
CWZ	zentrale Schweißzone („cenral weld zone“)
DM	Digitalmikroskop
ECM	electro chemical milling
EBS	electron-backscattered diffraction
FK	Festkopf
HAZ	Wärmeeinflusszone („heat-affected zone“)
hdp	hexagonal dichteste Kugelpackung
HT	wärmebehandelt („heat-treated“)
HV	Vickershärte
KG	Kugelgewindespindel
LFW	Linear-Reibschweißen
LM	Lichtmikroskop
MIG	Metall-Inertgasschweißen
MOFW	Multiorbital-Reibschweißen
OPS	Siliziumoxidpoliersuspension
OFW	Orbital-Reibschweißen
PAS	Positronen-Annihilations-Spektroskopie
PM	Grundwerkstoff („parent material“)
PWG	Planeten-Wälz-Gewindespindel
PWHT	Wärmenachbehandlung der Schweißnaht („post-welded-heat-treatment“)
REM	Rasterelektronenmikroskop
SAXS	Small-Angle-X-Ray-Scattering
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TMAZ	thermo-mechanisch beeinflusste Zone („thermo-mechanically affected zone“)
WIG	Wolfram-Inertgasschweißen
ZK	Zustellkopf

---

## Symbole und Einheiten

Symbol	Einheit	Bedeutung
$\alpha$		$\alpha$ -Phase, hexagonal dichtest gepackte Struktur in Titan
$\alpha'$		Martensit in Titan (hexagonal)
$\alpha''$		Martensit in Titan (orthorhombisch)
$\alpha_2$		Titanaluminid-Phase ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ), hexagonal
$\alpha$	[1/K]	Längenausdehnungskoeffizient
$\beta$		$\beta$ -Phase, kubisch-raumzentrierte Struktur in Titan
$\kappa$	[W/mK]	Wärmeleitfähigkeit
$\mu$		Reibungszahl
$\varphi$	[°]	Drehwinkel der Antriebswellen
$\omega$		Omega-Phase in Titan
$\omega$	[°/s]	Winkelgeschwindigkeit
$A_0$	[mm <sup>2</sup> ]	nominelle Kontaktfläche der Fügepartner
$A$	[mm]	Amplitude (max. Auslenkung der Fügepartner)
$A$	[%]	Bruchdehnung
$E_R$	[J]	Reibungsenergie
$E$	[GPa]	Elastizitätsmodul
$F_N$	[N]	Normalkraft
$F_R$	[N]	Reibungskraft
$F_s$	[N]	Stauchkraft
$f$	[1/s]	Drehfrequenz
$\text{H}_2\text{O}$		chemische Formel für Wasser
$\text{HNO}_3$		chemische Formel für Salpetersäure
$\text{HF}$		chemische Formel für Flusssäure
$P_R$	[W]	Reibleistung
$p_R$	[kN/mm <sup>2</sup> ]	Reibdruck
$Q_R$	[W/mm <sup>2</sup> ]	flächenbezogene Leistungsdichte
$R_m$	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	Dehngrenze
$s_B$	[mm]	zurückgelegter Reibweg auf der Bewegungsbahn
$s_R$	[mm]	Reibweg
$T$	[°C]	Temperatur
$T_\beta$	[°C]	$\beta$ -Tranus, Umwandlungstemperatur von Titan

---

$T$	[s]	Periodendauer (eine Spindelumdrehung)
$t$	[s]	Zeit
$t_R$	[s]	Reibzeit
$t_S$	[s]	Stauchzeit
$v_{rel}$	[mm/s]	Relativgeschwindigkeit auf der Bewegungsbahn





## **1 Motivation**

Im Rahmen des vom BMBF 2004 veröffentlichten Förderprogramms WING „Werkstoffinnovation für Industrie und Gesellschaft“ wurde das Fördervorhaben BiTaNi (Fkz.: 03X3040E) bewilligt. Unter der Federführung von Rolls-Royce Deutschland wird gemeinsam mit den Partnern VDM Metals, Otto Fuchs KG, Mühlbauer, WTM FAU Erlangen und dem IWW TU Clausthal gefügte Multimaterialblisk durch Orbital-Reibschweißen entwickelt. Die technologischen Vorteile dieser Entwicklung sind eine mögliche Steigerung der Effizienz von Triebwerken und verringerte Montage- und Maintenance-Kosten. Die Zusammensetzung des Projektkonsortiums deckt die Wertschöpfungskette von der Herstellung der verwendeten Titan- und Nickelwerkstoffe (VDM Metals), der Technologie zum Schmieden von Triebwerksschaufeln- und -scheiben (Otto Fuchs KG), die Entwicklung einer Blisk-Schweißanlage (Mühlbauer) unter fachlicher Einbeziehung der Universitäten TU Clausthal (Titanwerkstoffe) und FAU Erlangen-Nürnberg (Nickelwerkstoffe) ab. Eine Sicherung der Marktposition Deutschlands und die Entwicklung effizienter Triebwerkstechnologien soll dadurch realisiert werden.

Die vorliegende Forschungsarbeit wurde mit der Zielsetzung angefertigt, die Vorteile des Orbital-Reibschweißens gegenüber dem Linear-Reibschweißen hervorzuheben. Da das Linear-Reibschweißen den Stand der Technik zur Fertigung von Blisks darstellt, ist es wichtig, nicht nur die prozesstechnischen Unterschiede zu untersuchen, sondern auch den Einfluss der veränderten Relativbewegung auf die Mikrostrukturentwicklung in der Schweißnaht zu erforschen. Auf diese Weise soll die Nutzbarkeit des Orbital-Reibschweißens zur Herstellung von Blisks bewiesen werden und das Verfahren als alternativer Herstellungsprozess für zukünftige Reibschweißverbindungen in Flugzeugtriebwerken vorgestellt werden.

## 2 Einleitung

In der vorliegenden Arbeit wird das Orbital-Reibschweißen als alternatives Fügeverfahren zur Herstellung von Titan-Blisks im Vergleich mit dem Linear-Reibschweißen vorgestellt. Anhand einer Literaturrecherche wird der derzeitige Stand der Technik zum Thema Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen zunächst zusammengefasst. Auf einen kurzen Überblick über die derzeit bekannte Literatur über das Orbital-Reibschweißen folgt eine Einführung in das Thema Reibschweißen von Metallen. Um ein grundlegendes Verständnis für die Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen zu vermitteln, wird in einem kurzen Theorieteil auf Grundlagen über thermisch aktivierte Prozesse eingegangen. Im Kapitel Versuchsdurchführung wird zunächst die Reibschweißanlage vorgestellt, mit der die Orbital- und Linear-Reibschweißversuche durchgeführt wurden und im Anschluss die Durchführung der Reibschweißversuche erläutert. Es folgen die Erläuterungen zu den durchgeführten Analyse- und Messmethoden sowie der Probenpräparation für Zugversuche, Mikrohärtemessungen und EBSD-Messungen. Im nächsten Abschnitt wird die Vorgehensweise bei der Optimierung der Schweißparameter erklärt und es werden die finalen Parameter vorgestellt. Im nächsten Kapitel werden die verwendeten Titan-Legierungen behandelt und die grundlegende Theorie über Titan- und Titanlegierungen wiederholt. Anhand eigener Beobachtungen und unter Einbeziehung der Literatur über das Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen wird die Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen der verwendeten Legierungen Ti-6Al-4V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo erläutert. Darauf folgend wird die Mikrostrukturentwicklung in den Schweißverbindungen Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V und Ti-6Al-4V/Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo charakterisiert. Anhand der Mikrostruktur werden im folgenden Kapitel die Ergebnisse ermittelter Mikrohärteverläufe interpretiert und mit den Angaben in der Literatur verglichen. Ein Vergleich der Texturentwicklung in orbital- und linear-reibgeschweißten Ti-6Al-4V-Verbindungen folgt. Im vorletzten Kapitel werden das Orbital- und Linear-Reibschweißen anhand eines Modells theoretisch und anhand einer Versuchsreihe praktisch miteinander verglichen, bevor die Arbeit im letzten Kapitel zusammengefasst wird.

Die Ergebnisse der Arbeit lassen sich in drei Teile aufteilen:

1. Charakterisierung der Orbital-Reibschweißverbindungen Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V und Ti-6Al-4V/Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo
2. Einfluss der Relativbewegung beim Reibschweißen auf die Textur in der Schweißnaht
3. Vergleich der Wärmeentwicklung beim Orbital- und Linear-Reibschweißen

Im ersten Teil wird zusätzlich der Einfluss einer vergleichsweise hohen Reibkraft auf die Mikrostrukturentwicklung in der zentralen Schweißzone untersucht. Durch EBSD-Messungen wird im zweiten Teil der Einfluss der Relativbewegung auf die Texturentwicklung in jeweils einer orbital- und linear-reibgeschweißten Verbindung Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V analysiert, die mit identischen Schweißparametern gefügt wurden. Im dritten Teil werden anhand einer Versuchsreihe die Wärmeentwicklung beim Orbital- und Linear-Reibschweißen untersucht und die Ergebnisse anhand eines Modells erläutert.

Durch beide Verfahren können fehlerfreie Titanverbindungen hergestellt werden. Das Linear-Reibschweißen ist das derzeit verwendete Verfahren zur Herstellung gefügter Blisks. Daher ist es notwendig Vorteile des Orbital-Reibschweißens aufzuzeigen, die den Einsatz des Orbital-Reibschweißens als alternatives Herstellungsverfahren für Blisks begründen. Aus diesem Grund galt es zwei Fragen zu beantworten:

1. Führt die veränderte Prozesskinematik beim Orbital-Reibschweißen zu einer effizienteren Wärmeentwicklung?
2. Wirkt sich die Orbitalbewegung positiv auf die Eigenschaften der Schweißverbindung aus?

Während die erste Fragestellung eindeutig beantwortet werden konnte, sind zur zweiten Fragestellung noch abschließende Untersuchungen notwendig. Jedoch deuten die derzeit vorhanden Ergebnisse auf einen positiven Einfluss der Orbitalbewegung auf die Mikrostrukturentwicklung in der Schweißnaht hin.

### **3 Stand der Technik**

#### **3.1 Blisk**

Bei der Entwicklung zukünftiger Flugzeugtriebwerke stehen ein geringerer Schadstoffausstoß, reduzierte Schallemission und verringerte Montage-, Instandsetzungs- und Instandhaltungskosten im Fokus. Diese Ziele sollen durch die Steigerung des Triebwerkwirkungsgrades sowie vereinfachte Bauweisen erreicht werden.

Die Effizienz eines Flugzeugtriebwerkes ist direkt mit dem Wirkungsgrad des Verdichters gekoppelt. Eine Erhöhung des Verdichterwirkungsgrades hat demnach einen geringeren Kraftstoffverbrauch und eine verringerte Schadstoffemission zur Folge. Maßnahmen, den Wirkungsgrad des Verdichters zu steigern, sind die Verringerung der Stufen- und Schaufelanzahl sowie die Erhöhung der Umlaufgeschwindigkeiten [1]. Die integrale Bauweise von Schaufeln- und Scheibe, die so genannte Blisk (Bladed Disk oder Blade integrated Disk), bietet die Möglichkeit, durch Wegfall der oftmals kritischen kraftschlüssigen Schaufel-Scheibe-Verbindung eine höhere mechanische Belastung der einzelnen Verdichter- bzw. Turbinenstufen zu erreichen [2]. Dadurch sind höhere Umlaufgeschwindigkeiten und höhere Randlasten realisierbar, die im Falle des Verdichters eine Erhöhung des Verdichterwirkungsgrades zulassen. Eine höhere Belastung der einzelnen Verdichterstufen bedeutet auch, dass die Druckerhöhung zwischen den einzelnen Stufen gesteigert werden kann und somit eine Verringerung der Stufenzahl möglich ist. Damit bietet die Bliskbauweise das Potential zur Gewichtsreduzierung bei gleichzeitiger Steigerung des Wirkungsgrades von Turboflugtriebwerken. Weiteres Leichtbaupotential ist dadurch gegeben, dass die kraftschlüssige Verbindung nicht weiter durch umliegendes Material gestützt werden muss [3].

Erstmalig in Helikoptertriebwerken eingesetzt, fand die Blisk Einsatz in militärischen Strahl-Triebwerken (EJ200) sowie in Turbofan- (PW6000) und Turboprop-Triebwerken (TP 400 D6). Für zivile Triebwerke wird in den kommenden Jahrzehnten ein steigender Einsatz der Bliskbauweise erwartet [4].

Bei der Herstellung von Blisks bieten sich die Möglichkeiten, die Schaufeln durch Fräsen oder ECM aus einem Schmiedeteil herauszuarbeiten oder die Schaufeln durch einen Fügeprozess auf die Scheibe zu schweißen. Die gefräste bzw. erodierte

Blisk bietet den Vorteil, dass man auf kritische kraftschlüssige Verbindungen und Schweißnähte verzichten kann. Die gefügte Blisk bietet die Möglichkeit, anwendungsspezifische Werkstoffe für Scheibe und Schaufel einzusetzen.

### **3.2 Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen**

Bei gefügten Blisks ist das Fügen von Titan-Legierungen durch Linear-Reibschweißen (LFW = Linear Eriktion Welding) bereits Stand der Technik. Dabei kann das LFW sowohl als Fertigungs- als auch als Reparaturverfahren eingesetzt werden [5]. Ein weiteres Fügeverfahren zur Herstellung von Blisks ist das induktive Hochfrequenz-Pressschweißen (IHFP) [6]. Literatur über das Fügen von Titanlegierungen durch IHFP ist derzeit nicht bekannt.

In einer frühen Arbeit von Vairis und Frost wurden erstmalig das LFW von Ti-6Al-4V untersucht und die einzelnen Prozessstadien erläutert. [7]

In einer weiteren Veröffentlichung wurde der Einfluss der Prozessparameter auf die Extrusion plastifizierten Materials bzw. die Wulstbildung beim LFW genauer untersucht. Es wurde festgestellt, dass das plastifizierte Material schubweise und nicht kontinuierlich extrudiert wird, d. h. dass das Material alternierend in Richtung der Relativbewegung verdrängt wird. Durch eine größere Amplitude kommt es zu einer Verschiebung des Punktes, an dem der höchste Wärmeeintrag geleistet wird. Dadurch, dass sich beidseitig vom Mittelpunkt der Oszillation Maxima bilden, wird der Bereich des höchsten Wärmeeintrages verbreitert, was zu einer homogenen Wärmeentwicklung führt. Ein weiteres Ergebnis ist, dass mit steigender Frequenz auch die Dehnrates ansteigt, so dass bei Werkstoffen, die eine Dehnratesempfindlichkeit zeigen, wie beispielweise Ti-6Al-4V, bei höheren Frequenzen auch höhere Reibkräfte verwendet werden sollten. [8]

In einer weiteren Arbeit wurde die Wärmeerzeugung, aufbauend auf Erfahrungen vom Rotations-Reibschweißen (IFW = Iertia Eriktion Welding), beim LFW von Ti-6Al-4V in einem Modell beschrieben. Die beim Reibschweißen zu beobachtende exotherme Reaktion des Titans mit Sauerstoff aus der Atmosphäre wurde näher untersucht. Es wurde berechnet, dass die Wärmeentwicklung durch die Oxidation des Titans keinen nennenswerten Beitrag zur Erwärmung des Materials leistet. [9]

Daymond und Bonner berichteten 2003 über Ergebnisse von Eigenspannungsmessungen durch Neutronenbeugung an der LFW-Verbindung von Ti-6Al-4V in den Modifikationen für den Einsatz als Scheibe bzw. Schaufel. Die Messungen ergaben bi-axiale Zugeigenspannungen in der Ebene der zentralen Schweißzone (CWZ) und Druckeigenspannung im thermo-mechanisch beeinflussten Bereich (TMAZ). Es wurde erklärt, dass die Zugeigenspannungen in der CWZ durch das Fließen des plastifizierten Materials hervorgerufen wurden, welches eine transversale Textur der  $\alpha$ -Körner zur Folge hatte, bei der sich die Basalebene in Gleitrichtung parallel zur Relativbewegung ausgerichtet hatte. [10]

Wanjara und Jahazi untersuchten den Einfluss der Schweißparameter Frequenz, Amplitude, Reibdruck und Verkürzung auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften auf Ti-6Al-4V in der Modifikation mill annealed. In der Arbeit wurde ein „power input parameter“ PI definiert, der die Prozessparameter Reibdruck, Frequenz und Amplitude beinhaltet und eine Größe für den Energieeintrag beim Linear-Reibschweißen darstellt. Unter Berücksichtigung des PI wurde in einer Schweißparameterstudie festgestellt, dass es ab einem unteren PI-Wert von mindestens 2,4 kW möglich ist, fehlerfreie Schweißverbindungen mit Ti-6Al-4V herzustellen, sofern eine ausreichende Verkürzung durch Wulstbildung in der Reibphase bzw. Stauchphase erfolgt. Eine weitere Schlussfolgerung war, dass vor allem die Parameter Frequenz und Amplitude von großer Bedeutung beim LFW sind. [11]

Karadge et al. untersuchten die Textur- und Mikrostrukturentwicklung in linear-reibgeschweißtem Ti-6Al-4V, in den Modifikationen duplex und mill annealed, vor und nach einer Wärmenachbehandlung. Dabei untersuchten sie zusätzlich den Einfluss des Fügequerschnitts. Es wurden Querschnitte im Labormaßstab und mit größeren Querschnitten, die einem Schaufelquerschnitt einer Blisk ähneln, für die Untersuchungen herangezogen. Im Vergleich mit den Schweißungen im Labormaßstab wiesen die Schweißungen mit größeren Querschnitten eine breitere Schweißzone und ein gröberes Korn in der zentralen Schweißzone auf. In beiden Fällen wurde eine starke transversale  $\{1010\}\{1120\}$  Textur in der Schweißlinie gemessen. [12]

Li et al. führten LFW mit Ti-6Al-4V mit artgleichem Duplex-Gefüge durch, die auf einer neu entwickelten Reibschweißanlage durchgeführt wurden. Die Ergebnisse

zeigten, dass mit der neuen Schweißanlage und den verwendeten Schweißparametern qualitativ hochwertige Reibschweißverbindungen erzeugt werden konnten, die durch eine vergleichsweise schmale Schweißzone gekennzeichnet waren. [13]

Attallah et al. berichten als erste über die Mikrostrukturentwicklung beim LFW einer artgleichen Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo-Verbindung. In der CWZ ist nach dem Schweißen ein dynamisch rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge zurückgeblieben. Eine Erhöhung des Reibdrucks hatte eine Verringerung der CWZ-Breite und ein feineres  $\beta$ -Gefüge zur Folge. Eine Wärmenachbehandlung führte zur Ausscheidung von feiner  $\alpha$ -Phase innerhalb der  $\beta$ -Körner, was mit einem deutlichen Härteanstieg einherging. [14]

Frankel et al. führten Eigenspannungsmessungen mittels Synchrotronbeugung an den Verbindungen Ti-6Al-4V/Ti-6Al-4V und Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo/Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo nach Wärmenachbehandlungen bei verschiedenen Temperaturen durch. Sie kamen zu dem Ergebnis, dass die Eigenspannungen parallel zur linearen Relativbewegung niedriger waren als in senkrechter Richtung. Außerdem wurde eine höhere Maximalspannung im Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo als im Ti-6Al-4V gemessen. Darüber hinaus war für das Spannungsarmglühen des Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo eine höhere Glühtemperatur notwendig, was mit der höheren Temperaturstabilität der Legierung erklärt wurde. Im Hinblick auf die Texturentwicklung in der TMAZ berichten die Autoren über eine Ausrichtung der Prismenebene senkrecht zur Relativbewegung und der Basalebene parallel zur Relativbewegung. [15]

Eine Arbeit über den Einfluss der Reibkraft auf die Eigenspannungen von Ti-6Al-4V, ebenfalls in der Modifikation duplex und mill annealed, wurde von Romero et al. veröffentlicht. Mittels Synchrotron-Röntgenbeugung wurde der dreidimensionale Spannungszustand entlang der Schweißzone gemessen. Darüber hinaus entdeckten die Autoren eine starke transversale (0002)-Textur senkrecht zur Relativbewegung in der CWZ, die mit einer plastischen Deformation knapp unterhalb des  $\beta$ -Transus in Verbindung gebracht wurde. Es wurde festgestellt, dass eine Erhöhung des Reibdrucks eine verminderte Bildung von Eigenspannungen sowie eine schwächere Textur zur Folge hatte. Als Grund für dieses Ergebnis wird eine geringere Fügetemperatur genannt. Durch die Ergebnisse der Texturmessungen wird vermutet, dass das Material in der Schweißzone den  $\beta$ -Transus nicht überschritten hat. Das Ausbleiben der allotropen Phasenumwandlung beim Reiben bzw. Abkühlen könnte

demnach einen positiven Einfluss die auf Textur- und Eigenspannungsentwicklung haben. [16]

Guo et al. untersuchten die Mikrostruktur-, Textur- und Mikrohärteentwicklung in der Verbindung Ti-6Al-4V/Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo vor und nach einer Wärmenachbehandlung bei 600°C für eine Stunde und anschließender Abkühlung an Luft. Durch energiedispersive Röntgenspektroskopie konnte nur eine geringe Diffusion der Legierungselemente festgestellt werden. In Ti-6Al-4V hat sich in der CWZ eine martensitische Mikrostruktur bestehend aus plattenförmiger, hexagonaler  $\alpha$ -Phase ausgebildet, während sich die  $\alpha$ - $\beta$ -Struktur des Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo in  $\beta$ -Phase mit feinen kohärenten  $\alpha$ -Ausscheidungen umgewandelt hatte. Die Wärmenachbehandlung führte in Ti-6Al-4V zur Vergrößerung der Mikrostruktur, in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo zur Ausscheidung weiterer  $\alpha$ -Phase. Die Mikrohärtemessungen zeigten einen Härteanstieg in Ti-6Al-4V und einen Härteabfall in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo nach dem Schweißen. Während die Wärmenachbehandlung keinen Einfluss auf das Ti-6Al-4V zeigte, führte eine weitere Ausscheidung der  $\alpha$ -Phase in Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo zu einem drastischen Härteanstieg. EBSD-Texturmessungen im wärmebehandelten Zustand kamen zu dem Ergebnis, dass sich im Ti-6Al-4V die c-Achse der  $\alpha$ -Phase senkrecht zur Oszillationsrichtung ausgerichtet hatte. In Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo konnte eine starke  $\beta$ -Textur gemessen werden. Die Wärmebehandlung führte zur Bildung der  $\alpha$ -Phase an den  $\alpha$ -Ausscheidungen mit einer {0001} Textur parallel zur Probennormalen. Es wird vermutet, dass die zur  $\beta$ -Phase kohärenten  $\alpha$ -Ausscheidungen, die im geschweißten Zustand entdeckt wurden, als Keimbildner für die Texturentwicklung während der Wärmenachbehandlung geführt hatten und somit die  $\beta$ -Textur direkten Einfluss auf die  $\alpha$ -Texturausbildung hatte. [17]

In einer weiteren Veröffentlichung wurden Mikrohärtemessungen an einer artgleichen Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo LFW-Verbindung durchgeführt und unter Zuhilfenahme eines TEM interpretiert. Nach dem Schweißen wurde ein Härteabfall in der CWZ gemessen, der durch die Umwandlung der  $\beta$ -Phase in orthorhombischen, feinnadeligen  $\alpha'$ -Martensit erklärt wurde. Ein Härteanstieg in Folge einer Wärmenachbehandlung wurde auf die Umwandlung des  $\alpha'$ -Martensit in eine  $\alpha$ - $\beta$ -Gleichgewichtsphase zurückgeführt. [18]



### **3.3 Orbital-Reibschweißen**

Das Orbital-Reibschweißen wurde ursprünglich für die Fertigung von Kunststofffensterrahmen entwickelt. Durch das neue Verfahren konnten die vier Profile eines Fensterrahmens in eine genau getaktete Relativbewegung versetzt und somit die Ecken gleichzeitig verschweißt werden [19]. Die Eignung des Orbital-Reibschweißens zum Fügen metallischer Werkstoffe wurde an der SLV München mit einem Prototyp einer Multi-Orbitalreibschweißmaschine der Firma M-O-SYS untersucht. 2009 wurde das Orbital-Reibschweißen von der Fa. Rolls-Royce Deutschland als Fügeverfahren zur Herstellung von Blisks für Gasturbinen patentiert [20]. Veröffentlichungen über das Orbital-Reibschweißen beschränken sich auf die Abschlussberichte über die Untersuchungen an der SLV München [21, 22] sowie eine Veröffentlichung über das Orbital-Reibschweißen des Baustahls S355J2, die an der Otto-von-Guericke Universität Magdeburg und der Hochschule Magdeburg-Stendal in Zusammenarbeit mit der Daimler AG in Stuttgart entstanden ist [23]. Veröffentlichungen zum Orbital-Reibschweißen der Titanlegierung Ti-6Al-4V oder anderen Titanlegierungen, die in der Luft- und Raumfahrt zum Einsatz kommen, liegen bisher noch nicht vor.

## 4 Reibschweißen

Das Schweißen ist laut Definition „das unlösbare Verbinden von Bauteilen unter Anwendung von Wärme oder Druck, mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoffen“ [24, 25]. Das Reibschweißen ist der Gruppe der Pressschweißverfahren zugeordnet. Das Reibschweißen metallischer Werkstoffe unterliegt der Norm DIN EN ISO 15620 (2000-10-00) [26]. Die für das Verschweißen benötigte Wärme wird durch mechanische Reibung erzeugt. Die Reibungswärme entsteht durch Relativbewegung zwischen den Fügepartnern unter Aufbringung einer axialen Kraft. Das ledigliche Plastifizieren bzw. Aufweichen des Materials wird als wesentlicher Vorteil des Reibschweißens gegenüber Schmelzschweißverfahren betrachtet. Durch das Ausbleiben einer schmelzflüssigen Phase kommt es zu einer verminderten Phasenneubildung. Oxide und Verunreinigungen auf den Fügeflächen werden mit dem Wulst nach außen gedrückt. Die meisten Reibschweißverbindungen lassen sich ohne den Einsatz von Zusatzwerkstoffen oder Schutzgas realisieren. Es können sowohl Vollprofile als auch Hohlprofile verschweißt werden. Die oft großen Prozessfenster ermöglichen eine hohe Reproduzierbarkeit des Verfahrens. Eine ausführliche Beschreibung über die Wärmeentwicklung und Prozessphasen ist in [27] zu finden. Der Prozess unterteilt sich prinzipiell in eine Anreibphase, eine Reibphase und eine Stauchphase. Dabei können die genannten Phasen auch mehrstufig erfolgen.

In der Anreibphase werden die Werkstücke bei einer geringen Reibkraft angerieben, wodurch Rauigkeitsspitzen von den Oberflächen abgerieben werden. Es kommt zu Fressvorgängen. Verschleißabtrag und die Einebnung der Oberfläche führen zu einer Vergrößerung der Kontaktfläche und somit zu einer kontinuierlichen Erhöhung der Reibleistung, bis eine vollständige Erwärmung der Schweißflächen erfolgt ist. In der Reibphase erfolgt die Erwärmung bei höheren Kräften, bis plastisches Fließen einsetzt. Die Kontaktfläche beträgt 100 %. Im Idealfall setzt in dieser Phase ein Gleichgewicht aus Erwärmung und Extrusion des Materials ein. In den aufeinanderfolgenden Reibzyklen wird die gleiche Menge an Material verdrängt wie auch erwärmt wird, wodurch sich ein schichtweiser Abtrag der Materialoberflächen ergibt. Das Material wird auf diese Weise nicht aufgeschmolzen, sondern plastifiziert und durch die anliegende Kraft in einen Wulst nach außen gedrückt. In der Stauchphase wird die Relativbewegung und damit die Wärmeerzeugung gestoppt.

Die Schweißzone wird durch Eigenabschreckung stark abgekühlt, so dass die Positionierung der Schweißung zügig erfolgen muss. Das Stauchen dient dazu, das restliche plastifizierte Material zu verdrängen, sowie durch längeres Halten dem Material die Möglichkeit zu bieten, Spannungen abzubauen.

Man unterscheidet drei Reibschweißverfahren, die durch die unterschiedliche Relativbewegung der Fügepartner gekennzeichnet sind: Das Rotationsreibschweißen, das Linear-Reibschweißen und das Orbital-Reibschweißen. Als weiteres Reibschweißverfahren ist das Rührreibschweißen bekannt. Da beim Rührreibschweißen die Relativbewegung jedoch nicht von den zu fügenden Bauteilen ausgeführt wird, sondern ein Werkzeug zum Verrühren der Stoßflächen zweier Bauteile verwendet wird, soll an dieser Stelle nicht weiter auf dieses Verfahren eingegangen werden.

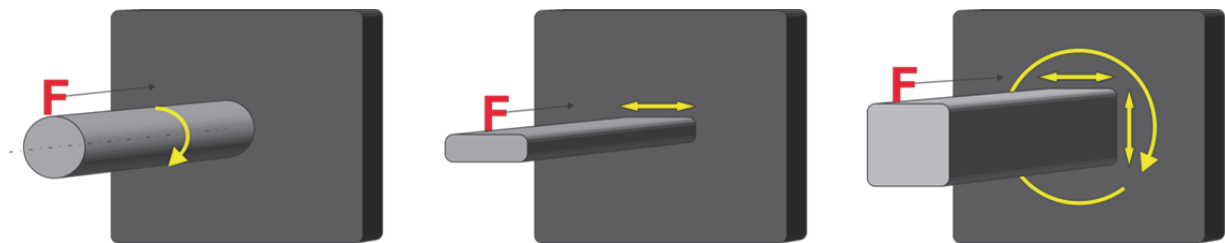


Bild 1: Verfahrensprinzipien der unterschiedlichen Reibschweißverfahren. Von links: Rotationsreibschweißen, Linear-Reibschweißen und Orbital-Reibschweißen.

#### 4.1 Rotationsreibschweißen (IFW)

Beim IFW entsteht die für die Reibungswärme erforderliche Relativbewegung durch Rotation. Dabei kann die Rotation über einen Motor im Direktantrieb oder durch ein Schwungrad, wie beim Schwungradreibschweißen, aufgebracht werden. Das Abbremsen der Rotation kann durch eine Bremse oder durch die Reibung selbst erfolgen. Die ortsabhängige Relativbewegung führt zu einem heterogenen Wärmeeintrag, graduell aufsteigend vom Rotationszentrum mit der Relativgeschwindigkeit  $v_{\text{rel}} = 0$ , bis zur außenliegenden Umlaufbahn mit der Umfangsgeschwindigkeit  $v_{\text{rel}} = \text{max}$ . Der inhomogene Wärmeeintrag wirkt sich nachteilig auf die Mikrostrukturentwicklung in der Schweißzone aus. Die Schweißnaht und die Wärmeeinflusszone werden ausgehend vom Rotationszentrum zunehmend breiter, was unterschiedliche Eigenschaften entlang des

Bauteilquerschnitts zur Folge hat. Ein weiterer Nachteil des Verfahrens ist die Beschränkung auf rotationssymmetrische Geometrien.

#### **4.2 Linear-Reibschweißen (LFW)**

Beim LFW wird das zu fügende Bauteil in eine lineare Schwingung versetzt. Die Relativgeschwindigkeit nimmt dabei einen sinusförmigen Verlauf an und beträgt an den Umkehrpunkten null. Diese Totpunkte führen zu einem diskontinuierlichen Wärmeeintrag. Der Vorteil des Verfahrens besteht in der Eignung für nicht rotationssymmetrische Bauteile. Der Aufbau einer LFW-Anlage kann der einer IFW-Anlage ähneln [28]. Die Schwingung wird über einen hydraulischen Antrieb auf das Bauteil übertragen. Das positionsgenaue Abbremsen des Schwingkopfes, insbesondere bei großen bewegten Massen, stellt hohe Anforderungen an die Steifigkeit der Konstruktion sowie an die Steuerungs- und Regelungstechnik.

#### **4.3 Orbital-Reibschweißen OFW**

Beim OFW erfolgt die Bewegung auf kleinen Kreisbahnen. Auch dieses Verfahren kann zum Fügen komplexer Geometrien verwendet werden. Im Gegensatz zum LFW, bei dem sich die Relativgeschwindigkeit zwischen den beiden Umkehrpunkten stetig von null auf Maximum und wieder zu null verändert, ist beim OFW der Energieeintrag orts- und zeitunabhängig. Die Wärmeentwicklung erfolgt somit kontinuierlich. Aufgrund der kontinuierlichen Bewegung lassen sich einfachere Maschinenkonzepte gegenüber dem LFW realisieren, da eine Abbremsung der bewegten Massen lediglich zum Zeitpunkt des Stauchens erfolgen muss.

## 5 Grundlagen

Das Reibschweißen führt zu einer komplexen Mikrostrukturentwicklung in der Schweißnaht. Im Gegensatz zu Schmelzschweißverfahren, bei denen sich die Schweißnaht aus einer schmelzflüssigen Phase entwickelt, kann die Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen mit einer thermo-mechanischen Umformung gleichgesetzt werden. Ausgehend von den Stoßflächen entwickelt sich beim Reiben ein in Richtung des Grundmaterials abnehmender Temperaturgradient. Da die Dehngrenze der meisten metallischen Werkstoffe mit steigender Temperatur abnimmt, ergibt sich ein entlang des Temperaturgradienten ansteigender Festigkeitsgradient. Der beim Reibschweißen anliegende axiale Reibdruck und die aus der Relativbewegung resultierende Scherverformung führen wiederum zu einem in Richtung der Stoßflächen graduell ansteigenden Umformgrad.

Die durch die Umformung einsetzende plastische Umformung führt zu einer Erhöhung der Defektdichte im Kristallgitter, die vor allem durch die Entstehung weiterer Leerstellen und Versetzungen zu einer Erhöhung der inneren Energie im Kristallgitter kommt. Durch Zuführung zusätzlicher thermischer Energie werden thermisch aktivierte Platzwechselvorgänge in Gang gebracht, die den Werkstoff seinem Gleichgewichtszustand näher bringen. Der grundlegende Mechanismus ist die Diffusion. Mit steigender Temperatur finden Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum statt. Zusätzlich führt die Diffusion zur Bildung bzw. Auflösung von Ausscheidungen.

An dieser Stelle werden die einzelnen Mechanismen nur kurz erläutert und es wird auf ihre Bedeutung für die Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen eingegangen. Die Grundlagen über die erwähnten Mechanismen sind in der Fachliteratur über Werkstoffkunde in [29-32] zu finden.

### 5.1 Diffusion

Unter Diffusion werden thermisch aktivierte Platzwechselvorgänge von Atomen, Ionen und anderen Teilchen verstanden. In Metallen finden diese Platzwechselvorgänge im Korninneren und an Korngrenzen statt. Hier unterscheidet man den Austauschmechanismus, den Leerstellenmechanismus und den Zwischengittermechanismus (Bild 2). Die Diffusion führt zum Ausheilen von

Gitterfehlern wie Leerstellen und Versetzungen. Platzwechselvorgänge von Atomen werden durch Konzentrationsunterschiede oder durch die Verringerung der inneren Energie durch Bildung thermodynamisch stabilerer Phasen angetrieben. Für das Ausheilen von Gitterfehlern ist der Leerstellenmechanismus maßgebend. In Abhängigkeit von der Größe der Legierungselemente in Relation zum Wirtsgitter findet die Diffusion von Legierungselementen durch den Austauschmechanismus (bei größeren Atomradien) oder den Zwischengittermechanismus (bei kleinen Atomradien wie bspw. von Kohlenstoff, Stickstoff, Wasserstoff und Sauerstoff) statt.

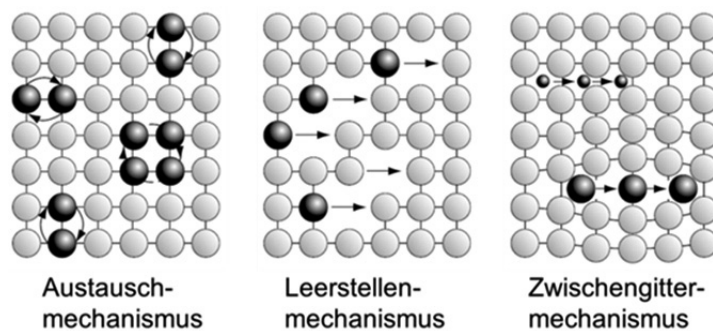


Bild 2: Platzwechselvorgänge in metallischen Werkstoffen [31].

Die Diffusion hat beim Reibschweißen insbesondere bei mehrphasigen oder ausscheidungsgehärteten Werkstoffen eine große Bedeutung, da sich Phasen mit einer Solvustemperatur unterhalb der Schweißtemperatur je nach Größe teilweise oder auch vollständig auflösen können. Diffusion an der Grenzfläche artfremder Fügepartner spielt aufgrund der kurzen Prozesszeiten eine untergeordnete Rolle. In den Bereichen, in denen die Solvustemperatur nicht überschritten wird, kann Kornwachstum auftreten.

## 5.2 Erholung

Unter Erholung versteht man das Ausheilen von Leerstellen oder die Annihilation von Versetzungen. Durch Polygonisation von Versetzungen können Kleinwinkelkorngrenzen entstehen. Ein weiterer Mechanismus ist die Kondensation von Leerstellen (Bild 3). Der Abbau von Versetzungen, die beim Reibschweißen entstehen, erfolgt nur in geringem Maße, so dass die mechanischen Eigenschaften kaum beeinträchtigt werden. Die Festigkeit nimmt leicht ab, während die Duktilität geringfügig ansteigt. Physikalische Eigenschaften wie elektrische und thermische Leitfähigkeit werden in der Regel durch Erholung verbessert.

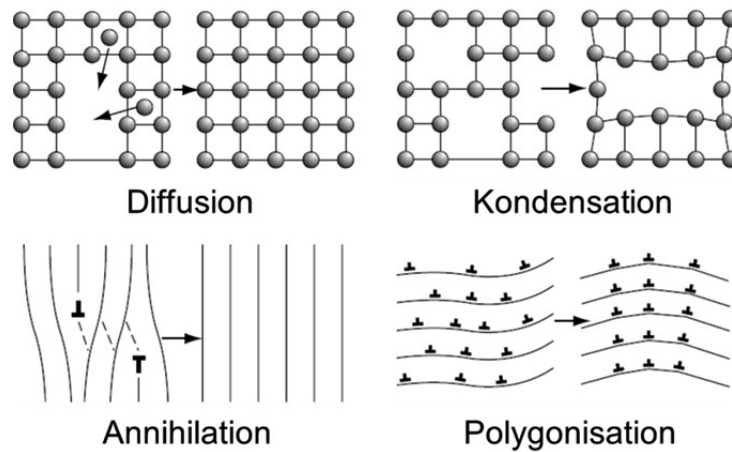


Bild 3: Möglichkeiten für das Ausheilen und Umlagern von Gitterdefekten [31].

Erholung findet zwar auch während des Schweißprozesses statt, sie ist aber vor allem bei der Wärmenachbehandlung von Bedeutung. Eigenspannungen, die nach dem Reibschweißen zurückbleiben, können in Titanlegierungen weitestgehend abgebaut werden [15].

### 5.3 Rekristallisation

Oberhalb der Erholungstemperatur setzt Rekristallisation ein. Die ungefähre Rekristallisationstemperatur eines Werkstoffes wird häufig mit 40 % der Schmelztemperatur angegeben. Jedoch hängt die Rekristallisationstemperatur auch vom Umformgrad ab. Durch Platzwechselvorgänge erfolgt eine Kornneubildung aus stark verformten Gefügebereichen (Bild 4). Bei starker Verformung kann eine Kornfeinung eintreten. Die treibende Kraft für die Rekristallisation ist die Verzerrungsenergie, die durch Versetzungen hervorgerufen wird. Mit steigender Versetzungsdichte sinkt die Rekristallisationstemperatur. Eine Verringerung der Versetzungsdichte hat eine deutliche Abnahme der Festigkeit zur Folge. Die Duktilität nimmt zu.



Bild 4: Kornneubildung durch Rekristallisation [29].

Beim Reibschweißen werden durch plastische Verformung Versetzungen generiert, die bei Schweißtemperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur durch Kornneubildung wieder abgebaut werden. In der Reibphase werden in der CWZ und im Übergang zur TMAZ daher gleichzeitig Versetzungen erzeugt und vernichtet. Eine kontinuierliche dynamische Rekristallisation setzt ein, wodurch das Gefüge mehrfach rekristallisiert und ein sehr feines Gefüge zurückbleibt. Die Gefügeneubildung beim Reibschweißen ist somit maßgeblich durch Rekristallisation geprägt.



## 6 Versuchsdurchführung

### 6.1 Reibschweißanlage

Die Orbital- und Linear-Reibschweißungen wurden mit der Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100 der Firma Multiorbital Welding Systems GmbH durchgeführt (Bild 5).

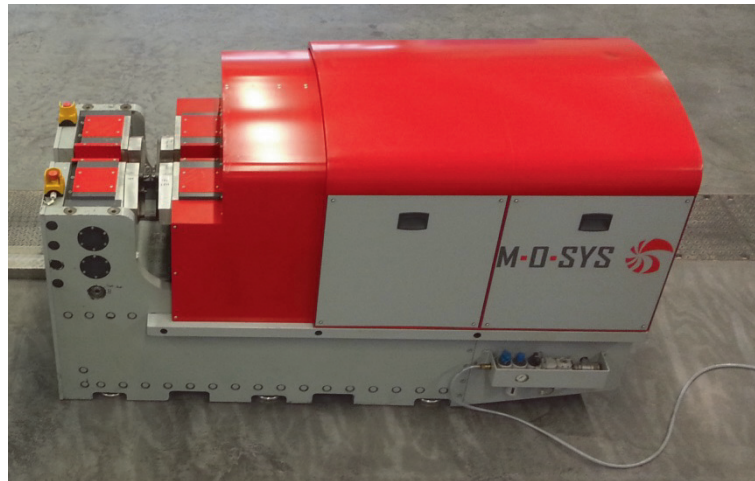


Bild 5: Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100.

Die Anlage ist mit zwei Schwingköpfen ausgestattet. Der Zustellkopf ist mit dem Lineartrieb verbunden. Der Festkopf ist in axialer Richtung fixiert und ist lediglich über einen Querhub verstellbar. Die technischen Daten der Anlage sind in Tabelle 1 wiedergegeben.

Tabelle 1: Technischen Daten der Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100 (Maximalwerte).

<b><u>Lineartrieb (Zustellkopf)</u></b>	
Reibkraft	100 kN
Stauchkraft	100 kN
Arbeitshub	40 mm
Schnellhub	150 mm
<b><u>Schwingköpfe</u></b>	
Frequenz	100 Hz
Schwingradius	0,75 mm
<b><u>Querhub (Festkopf)</u></b>	
Querhub	1,5 mm

Das Funktionsprinzip der Anlage ist in Bild 6 dargestellt. Die Kugelgewindespindel (KG) dient zur Positionierung des Zustellkopfes (ZK) und fährt die Schweißposition sowie den Maschinennullpunkt an. Die Reib- und Stauchkraft wird über die Planeten-Wälz-Gewindespindel (PWG) aufgebracht. Sie besitzt einen Arbeitshub von 40 mm. Der Festkopf (FK) ist an einem  $x$ -Tisch positioniert, über den die Reib- bzw. Stauchposition der Schwingköpfe eingestellt wird. Die Stellung der Schwingköpfe ist über den Drehwinkel der Motoren synchronisiert. Über einen Phasenversatz von  $180^\circ$  wird eine maximale Amplitude von 3 mm erreicht.

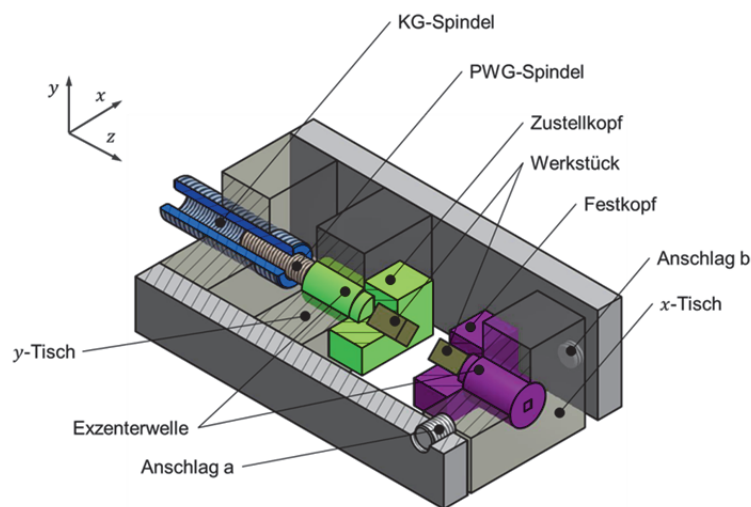


Bild 6: Funktionsprinzip der Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100.

Durch die Möglichkeiten der Änderung der Drehrichtung eines der Schwingköpfe sowie nur einen der Schwingköpfe drehen zu lassen, ergeben sich drei Prozessvarianten, die mit der dyconn-100 durchgeführt werden können.

1. Multiorbital-Reibschweißen (MOFW = Multi Orbital Eriction Welding)

Beim MOFW werden beide Schwingköpfe in gleichsinniger Drehrichtung verwendet. Durch den Phasenversatz von  $180^\circ$  wird eine maximale Amplitude von 3 mm erreicht. Das MOFW stellt das Verfahren mit der höchsten Leistungsdichte bzw. Wärmeentwicklung dar.

2. Linear-Reibschweißen (LFW = Linear Eriction Welding)

Beim LFW kreisen die Schwingköpfe in entgegengesetzter Drehrichtung. Durch eine genau abgestimmte Drehbewegung lässt sich eine lineare Relativbewegung erzielen. Auch hier wird die maximale Amplitude von 3 mm erreicht. Aufgrund der sich

ergebenden diskontinuierlichen Relativbewegung (siehe auch Kapitel 12) wird nur eine geringere Leistungsdichte erreicht.

### 3. Orbital-Reibschweißen (OFW = Orbital Eriktion Welding)

Beim OFW führt nur der Festkopf die Orbitalbewegung aus. Dadurch wird nur eine maximale Amplitude von 1,5 mm erreicht. Aufgrund des reduzierten Schwingkreises und der durch Wegfall eines Schwingkopfes halbierten Frequenz wird durch das OFW der geringste Wärmeeintrag erzielt.

Beim Fügen von Blisks führt lediglich die Schaufel die Relativbewegung aus, während die Scheibe fest eingespannt wird. Daher ist das OFW das Verfahren, welches für das Fügen von Blisks Anwendung findet. Für eine vergleichende Untersuchung zu dem Einfluss der Relativbewegung auf das Schweißverhalten und der Ausprägung der Schweißnaht kann das OFW jedoch nicht verwendet werden, da für die Linearbewegung beide Schwingköpfe bewegt werden müssen.

Die Steuerung der dyconn-100 ermöglicht eine Prozessführung mit zehn Reibphasen und fünf Stauchphasen. Während Frequenz und Amplitude über die gesamte Reibphase konstant bleiben, können Kraft, Weg und Zeit in den einzelnen Reib- und Stauchphasen unabhängig voneinander eingestellt werden. Beim Reibschweißen stehen die Prozessgrößen Reibkraft  $F_R$ , Reibzeit  $t_R$  und Reibweg  $s_R$  in unmittelbarem Zusammenhang, da für die Erwärmung des Materials eine ausreichende Reibzeit erforderlich ist und für das Zurücklegen des Reibwegs eine ausreichende Reibkraft benötigt wird, um das erwärmte bzw. plastifizierte Material zu verdrängen. Daraus ergeben sich drei Prozessmodi, die den einzelnen Reibphasen zu Grunde gelegt werden können:

1. Kraft - Zeit      ( $s_R$  variabel)
2. Kraft - Weg      ( $t_R$  variabel)
3. Weg - Zeit      ( $F_R$  variabel)

Im Kraft-Weg-Modus sind Reibkraft und Reibweg festgelegt, während sich die Reibzeit durch den Prozess selbst regelt. Dieser Prozessmodus stellt die favorisierte Vorgehensweise dar, da eine reproduzierbare Bauteilfertigung nur über eine festgelegte Verkürzung erfolgen kann.

## 6.2 Durchführung der Reibschweißversuche

Für die vorliegende Forschungsarbeit wurden MOFW-, LFW- und OFW-Schweißungen im Kraft-Weg-Modus durchgeführt. Für die Schweißversuche wurden rechteckige Proben mit einem Seitenverhältnis von 2 : 1 verwendet. Die Probengeometrie ist in Bild 7 abgebildet.

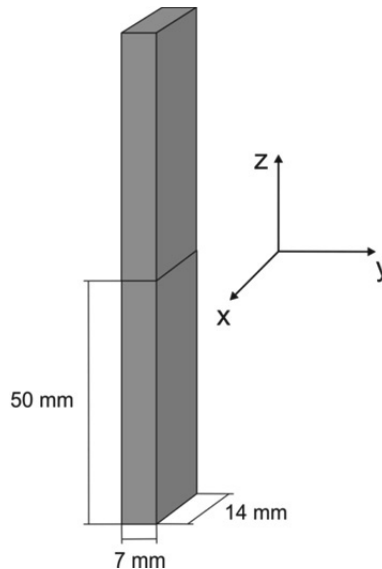


Bild 7: Geometrie der Schweißproben.

Die Schweißproben lagen mit einer Querschnittsfläche von  $7 \times 14 \text{ mm}^2$  vor. Beim LFW erfolgte die Relativbewegung über die kurze Seite der Probe, demnach in  $y$ -Richtung (Bild 7). Beim LFW wird hierdurch der größtmögliche Versatz der Bauteile erreicht, was in einem höheren Reibdruckniveau resultiert (siehe auch Kapitel 12). Die Oberflächen der Schweißproben wurden vor dem Schweißen abgedreht und mit Aceton entfettet. Die Ausspannlänge aus den Klemmböcken wurde auf 4 mm festgelegt.

## 6.3 Zugversuch

Der Zugversuch dient im Rahmen dieser Untersuchung als quasi-statischer Festigkeitsnachweis der Verbindungen. Ziel der Parameteroptimierung war, dass die Schweißverbindungen im Bereich des Grundwerkstoffs versagen, um zu gewährleisten, dass die Fügezone keine Schwachstelle darstellt. Als Hauptkriterium wurde dafür die Bruchlage definiert. Die Erfassung von Elastizitätsmodul  $E$ , Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$  und Bruchdehnung  $A_5$  erfolgte zur weiteren Analyse der Materialien, um Erkenntnisse bezüglich der Versagensart zu erhalten.

Da Spannung und Dehnung nicht nur von den Materialeigenschaften, sondern auch von der Probengeometrie abhängen, ist für die Versuche eine genormte Rundprobe gewählt worden (Bild 8). Dies ermöglicht einen qualitativen Vergleich der einzelnen Werkstoffzustände.

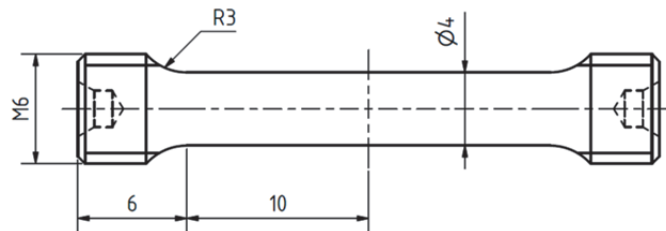


Bild 8: Rundzugprobe nach DIN 6892.

Die Abmessung der zu verschweißenden Proben ermöglicht die Entnahme von zwei Prüfkörpern pro hergestellter Schweißverbindung (Bild 9).

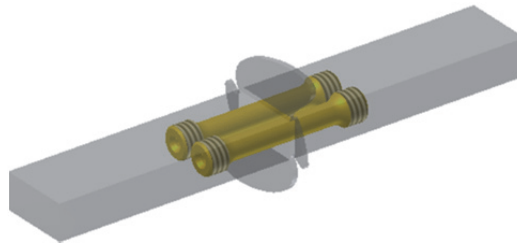


Bild 9: Entnahmeposition der Rundzugproben.

#### 6.4 Wärmebehandlung

Nach dem Schweißen erfolgte eine Wärmenachbehandlung, im Folgenden auch PWHT (post-weld-heat-treatment) genannt. Primäres Ziel des PWHT ist der Abbau von Eigenspannungen, die sich während des Schweißprozesses gebildet haben [15]. Bei aushärtbaren Ti-Legierungen kann gleichzeitig eine Teilchenhärtung erfolgen [17]. Die Wärmebehandlung erfolgte ohne Schutzgas. Die Schweißproben wurden nach Erreichen der Glühtemperatur von 640 °C in den Ofen gelegt. Wegen des Wärmeverlustes beim Öffnen des Ofens wurde die Glühzeit von zwei Stunden erst nach Wiederreichen der Glühtemperatur gezählt. Nach dem Ablauf der Glühzeit wurden die Proben aus dem Ofen genommen und im Sandbett an Luft abgekühlt. Tabelle 2 fasst die Parameter für die Wärmebehandlung zusammen.

Tabelle 2: Parameter der Wärmenachbehandlung.

Glühtemperatur	640 °C
Glühzeit	2 Stunden
Abkühlung	Luft

### 6.5 Lichtmikroskopie

Die Charakterisierung der Ausgangsgefüge sowie der Mikrostrukturentwicklung in der Schweißzone erfolgten im ersten Schritt durch Lichtmikroskopie. Die Probenentnahme erfolgte unter Wasserkühlung mit einer Trennmaschine. Zunächst wurde das Material aus dem Bereich der Schweißzone, etwa +/- 5 mm von der Schweißlinie, aus der Schweißprobe entnommen. Anschließend wurde die Materialprobe mittig getrennt. Die Probenentnahme ist in Bild 10 veranschaulicht. Die zu untersuchende Ebene ist grün gekennzeichnet.

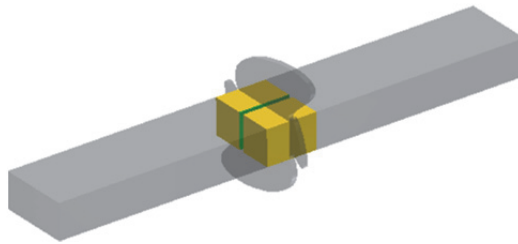


Bild 10: Probenentnahme für die Gefügeanalyse und Mikrohärtemessung.

Eine Hälfte wurde im wärmebehandelten Zustand HT (heat treated), die andere im geschweißten Zustand AW (as welded) eingebettet. Das Einbetten erfolgte in einer Warmeinbettpresse bei 180 °C für ca. 20 Minuten und anschließender Abkühlung. Als Warmeinbettmittel wurde kohlenstoffhaltiges Bakelit (Polyfast) verwendet, welches aufgrund seiner elektrischen Leitfähigkeit auch für die Gefügeanalyse im Rasterelektronenmikroskop verwendet werden kann.

Das anschließende Schleifen erfolgte mit SiC-Schleifpapier. Optimale Ergebnisse konnten durch Schleifstufen von 320er- bis 2000er-Körnung erreicht werden. Das anschließende Polieren der Oberfläche erfolgte mechanisch in zwei Durchgängen bei einer Polierzeit von 10 Minuten sowie einer Anpresskraft von 15 kN. Im ersten Polierschritt wurden ein Textiltuch (Leinen) und eine Diamantsuspension mit einer Partikelgröße von 6 µm zum Vorpolieren verwendet. Für die zweite Polierstufe zum

Feinpolieren kam ein Filz (Wolle) mit einer feineren Siliziumoxidpoliersuspension (OPS) mit einer Partikelgröße von  $0,04\ \mu\text{m}$  zum Einsatz.

Für die Sichtbarmachung des Gefüges im Hellfeld wurde die polierte Fläche mit einer Kroll-Ätzlösung mit einer Zusammensetzung aus 100 Teilen Wasser ( $H_2O$ ), 5 Teilen Salpetersäure ( $HNO_3$ ) und 2 Teilen Flusssäure ( $HF$ ) für 15 Sekunden angeätzt. Um gleiche Ätzbedingungen zu gewährleisten, wurden jeweils beide Probekörper (AW und HT) nebeneinander eingebettet (Bild 11).

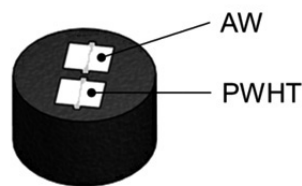


Bild 11: Schliff mit zwei Materialproben.

## 6.6 Rasterelektronenmikroskopie

Die sehr feine Mikrostruktur von Titanlegierungen erfordert eine Prüfung bei hohen Vergrößerungen. Aus diesem Grund wurden Detailuntersuchungen an einem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt, um ergänzende Informationen zur Lichtmikroskopie zu erhalten. Um eine elektrische Aufladung der Probekörper und somit eine unzureichende Qualität der Abtastung zu vermeiden, wurde kohlenstoffhaltiges Bakelit (Polyfast) als Warmeinbettmittel verwendet. Aufgrund der relativ hohen Tiefenschärfe und der sehr hohen Auflösung kann durch eine längere und dadurch stärkere Ätzung eine sehr gute Bildqualität erzeugt werden.

## 6.7 Mikrohärte

Der Härteverlauf senkrecht zur Schweißnahtgrenzfläche dient zur Erfassung möglicher Einflüsse des Schweißvorgangs auf die Festigkeitseigenschaften des Ausgangsmaterials. So können verschiedene Verfestigungsmechanismen wie zum Beispiel Feinkornhärtung, Ausscheidungshärtung oder auch Kaltverfestigung eine Variation der Härte des Gefüges bewirken. Weiterhin dient der Härteverlauf zur Abgrenzung der Wärmeeinflusszone vom Grundwerkstoff. So können Veränderungen der Mikrostruktur, die ausschließlich durch die Schweißwärme

erfolgen und nicht mittels Lichtmikroskop detektiert werden können, erfasst werden. Bild 12 zeigt die Form und Lage der Messreihen.

## 6.8 EBSD

Es wurden pro Schweißverfahren (LFW und MOFW) zwei Messungen durchgeführt. Die Bezeichnung der Messbereiche bezieht sich auf die Relativbewegung beim LFW.



Ziel der Untersuchung war die Texturentwicklung im Übergang von der CWZ in die TMAZ in zwei Richtungen zu messen: zum einen in der Ebene parallel zur linearen Relativbewegung (rot schraffiert) und zum anderen in der Ebene senkrecht zur Linearbewegung (grün schraffiert) (Bild 13). Auf diese Weise konnte untersucht werden, ob die Texturentwicklung beim LFW in paralleler Richtung ausgeprägter ist als in senkrechter Richtung. Zum Vergleich wurden an einer MOFW-Probe, die mit identischen Parametern verschweißt wurde, EBSD-Messungen an den gleichen Positionen durchgeführt um zu untersuchen, ob die Orbitalbewegung zu einer schwächeren Texturentwicklung führt. Die Messungen erfolgten auf den jeweiligen Ebenen in ca. 1 mm Abstand von der Oberfläche.

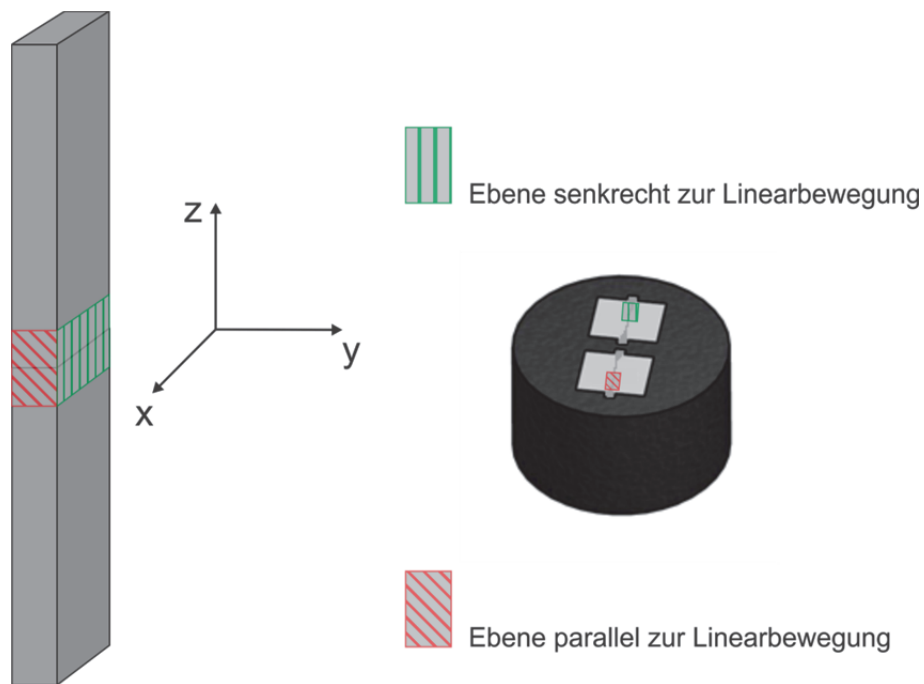


Bild 13: Messbereiche für die EBSD-Messungen.

Die Proben wurden in elektrisch leitendes Bakelit eingebettet. Die sich anschließende Präparation der zu untersuchenden Oberflächen erfolgte durch Nassschleifen mit SiC-Schleifpapier mit 240er- bis 4000er-Körnung. Der finale Poliervorgang wurde mit einem Metprep Chemicloth Poliertuch und einer wasserbasierten kolloidalen Siliziumoxidsuspension mit einem mittleren Partikeldurchmesser von  $0,06\ \mu\text{m}$  durchgeführt. Im Anschluss wurde die Oberfläche mit Aceton und Isopropanol-Alkohol gereinigt.

Die EBSD-Messungen wurden mit einem Merlin-Gemini-Rasterelektronenmikroskop mit einem EBSD/EDX-Ametek-Detektor durchgeführt. Das Grain Mapping erfolgte durch die Software TSL-OIM-Analysis 5.31. Vor dem Orientation Mapping wurden die Rohdaten gesäubert, um nicht indizierte Punkte aus dem Datensatz zu entfernen. Der Toleranzwinkel der Orientierung zwischen zwei benachbarten Körnern lag zwischen 3 und 5°, die minimale Korngröße wurde auf zwei Punkte pro Pixel eingestellt, um kleine Körner in der Schweißzone und an den Korngrenzen darstellen zu können. Folgende Einstellungen wurden für die Messung verwendet:

Tabelle 3: EBSD-Einstellungen.

Neigungswinkel	70°
Detektorabstand	15 mm
Beschleunigungsspannung	20 kV
Strahl-Stromstärke	1 nA

## 7 Werkstoffe

### 7.1 Titan und Titanlegierungen

Titan ist ein polymorphes Element, welches bei 882 °C eine allotrope Phasenumwandlung erfährt. Unterhalb von 882 °C liegt die hexagonale  $\alpha$ -Phase mit einer Dichte von 4,507 g/cm<sup>3</sup> vor, oberhalb die kubisch-raumzentrierte  $\beta$ -Phase mit 4,350 g/cm<sup>3</sup>. Die Temperatur, bei der die  $\alpha$ - $\beta$ -Umwandlung stattfindet, wird als  $\beta$ -Transus ( $T_\beta$ ) bezeichnet.

Beide Phasen besitzen ein charakteristisches Eigenschaftsprofil. Die  $\alpha$ -Phase ist korrosionsbeständig und aufgrund ihrer dichteren Kugelpackung und des damit einhergehenden niedrigeren Diffusionskoeffizienten besonders kriechfest. Die  $\beta$ -Phase zeichnet sich durch eine höhere Festigkeit aus. Durch eine gezielte Legierungszusammensetzung wird ermöglicht, dass beide Phasen in einem Werkstoff koexistieren. Durch ein bestimmtes Gleichgewicht aus  $\alpha$ - (Al, O, N, C) und  $\beta$ -stabilisierenden (Mo, V, Ta, Nb) Legierungselementen können die Eigenschaften der einzelnen Phasen kombiniert werden.

Die Klassifizierung der Legierungselemente erfolgt aufgrund ihrer Einflussnahme auf den  $\beta$ -Transus. Man unterscheidet  $\alpha$ -stabilisierende,  $\beta$ -stabilisierende und neutrale Legierungselemente. Bild 14 zeigt Auswirkung der Legierungselemente auf die Zustandsdiagramme der sich bildenden Legierungen. Es ist zu erkennen, dass  $\alpha$ -Stabilisatoren das  $\alpha$ -Gebiet zu höheren und  $\beta$ -Stabilisatoren zu niedrigeren Temperaturen verschieben. Als wichtigster  $\alpha$ -Stabilisator ist Aluminium zu nennen. Bis zu einer Konzentration von maximal 6 % steigert Aluminium die Kriech- und Oxidationsbeständigkeit. Oberhalb von 6 % bildet sich die intermetallische Phase Ti<sub>3</sub>Al.  $\beta$ -Stabilisatoren besitzen unterschiedliche Wirkungsweisen. Während  $\beta$ -isomorphe Elemente eine hohe Löslichkeit im Titan besitzen, führt das Zulegieren bereits kleiner Mengen von  $\beta$ -eutektoiden Elementen zur Bildung intermetallischer Phasen. Daher haben die  $\beta$ -isomorphen Legierungselemente Mo, V, Ta und Nb eine größere technische Bedeutung. Sn und Zr wirken zwar weitestgehend neutral auf den  $\beta$ -Transus, jedoch festigkeitssteigernd auf die  $\alpha$ -Phase. [34]

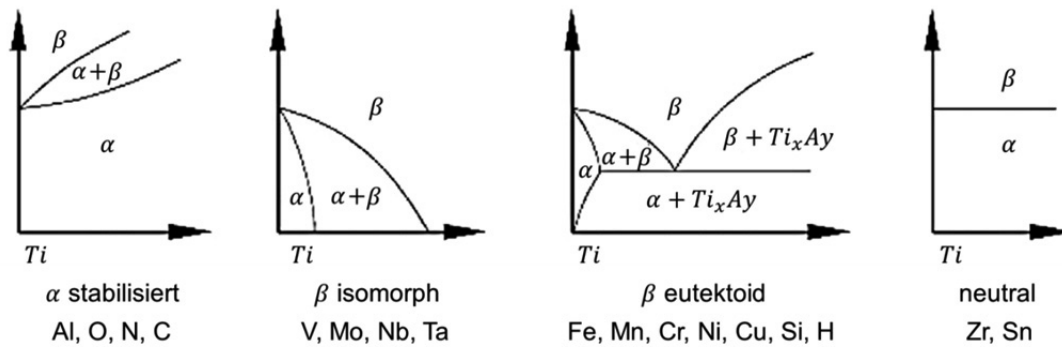


Bild 14: Wirkung von Legierungselementen auf die Phasendiagramme von Titanlegierungen [34].

## 7.2 Einsatz von Titanlegierungen

Aufgrund seiner geringen Dichte gehört Titan zu den Leichtmetallen. Durch die hohen Festigkeiten, die in  $\alpha+\beta$ - und  $\beta$ -Legierung oftmals 1000 MPa überschreiten, zeichnen sich Titanlegierungen durch eine sehr gute spezifische Festigkeit aus. Wegen der hohen Herstellungskosten von Titanschwamm, welcher im Kroll-Prozess hergestellt wird und den Ausgangsrohstoff aller Titanwerkstoffe darstellt, kommt Titan vornehmlich in Anwendungen zum Einsatz, in denen es keine technisch sinnvollen Alternativen gibt oder der Preis eine untergeordnete Rolle spielt. Der größte Marktanteil entfällt hier auf  $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen, welche eine Vielzahl von technologischen Eigenschaften besitzen, die alleinstehend oder in Kombination ein weites Anwendungsspektrum abdecken [35]. Zu nennen sind:

- hohe spezifische Festigkeit,
- hohe Korrosionsbeständigkeit,
- moderate Temperaturbeständigkeit bis zu 500 °C,
- und Biokompatibilität.

Aufgrund der hohen spezifischen Festigkeit, gepaart mit der guten Korrosions- und Temperaturbeständigkeit, sind  $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen die bevorzugte Legierungsklasse für den Einsatz in rotierenden Teilen, wie z. B. in Verdichtern von Flugzeugtriebwerken und stationären Gasturbinen. Bild 15 zeigt die Ti-Legierungsklassen im quasi-binären Zustandsdiagramm in Abhängigkeit von der Konzentration  $\beta$ -stabilisierender Legierungselemente.

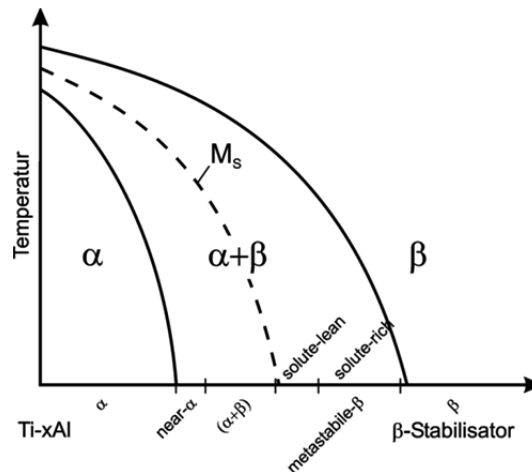


Bild 15: Einteilung der Ti-Legierungsklassen im quasi-binären Zustandsdiagramm [34].

### 7.3 Phasen und Phasenumwandlungen in Titan und Titanlegierungen

Die Phasenumwandlung in reinem Titan und in Titanlegierungen von der kubisch-raumzentrierten  $\beta$ -Phase zur hexagonalen  $\alpha$ -Phase verläuft in Abhängigkeit von Temperatur, Abkühlrate und Legierungszusammensetzung martensitisch oder durch einen diffusionsgesteuerten Keimbildungs- und Wachstumsprozess. Nach der Beziehung von Burgers kann ein kubisch-raumzentrierter Kristall in eine hexagonale Elementarzelle mit zwölf unterschiedlichen Orientierungen umwandeln. Die Burgers-Beziehung für Titan lautet:

$$(110)_{\beta} \parallel (0002)_{\alpha}$$

$$[111]_{\beta} \parallel [1120]_{\alpha}$$

Nach dieser Orientierungsbeziehung richtet sich sowohl die martensitische als auch die diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung. [34]

#### 7.3.1 Phasenumwandlung im thermodynamischen Gleichgewicht

Bei ausreichend langsamer Abkühlung aus dem  $\beta$ -Gebiet scheidet sich die  $\alpha$ -Phase bevorzugt an den ehemaligen  $\beta$ -Korngrenzen aus und bildet einen  $\alpha$ -Saum. Bei weiterer Abkühlung keimen  $\alpha$ -Lamellen an den  $\alpha$ -Säumen oder ehemaligen  $\beta$ -Korngrenzen und wachsen in das Korninnere. Das Wachstum erfolgt so lange, bis die  $\alpha$ -Lamellen auf andere  $\alpha$ -Kolonien oder gegenüberliegende Korngrenzen stoßen. Es entsteht ein lamellares  $\alpha$ - $\beta$ -Gefüge, welches aus  $\alpha$ -Lamellen innerhalb einer  $\beta$ -Matrix besteht.

Mit steigender Abkühlrate nehmen die Größe der Kolonien sowie die Lamellenbreite ab. Die Kolonien wachsen nicht mehr durch das gesamte Korn. Es kommt zur Bildung weiterer Kolonien an Grenzflächen vorhandener  $\alpha$ -Lamellen. In diesem Fall neigt die neue Kolonie dazu senkrecht zur bestehenden Kolonie zu wachsen, von der die Keimbildung ausgegangen ist. Auf diese Weise wird die durch die Phasenumwandlung entstehende elastische Dehnung minimiert. Bei weiter steigender Abkühlrate werden die Lamellen-Pakete immer kleiner, bis sich das punktuelle Keimwachstum einstellt. Die sich entwickelnde Mikrostruktur, die durch kurze senkrecht zueinander stehende  $\alpha$ -Platten charakterisiert ist, ist als „basket weave“-Struktur oder Widmanstättengefüge bekannt.

Bei der Umwandlung von  $\beta$  in  $\alpha$  entsteht aus der dichtest gepackten Gleitebene des kubisch-raumzentrierten  $\beta$ -Gitters  $\{111\}$  die Basalebene  $\{0001\}$  des hexagonalen  $\alpha$ -Gitters. Makroskopisch ist eine Volumenzunahme bei der  $\beta/\alpha$ -Umwandlung zu beobachten. [34]

### 7.3.2 Martensitische Umwandlung

Bei Abkühlraten oberhalb 1000 °C/min aus dem  $\beta$ -Gebiet kann in Abhängigkeit von der Legierungsklasse bzw. Legierungszusammensetzung eine diffusionslose martensitische Umwandlung erfolgen. Die martensitische Umwandlung erfolgt durch eine kollektive Scherverformung sämtlicher Atome innerhalb eines begrenzten Volumens. Das transformierte Volumen ist in Titanwerkstoffen typischerweise platten- oder scheibenförmig. Die Mikrostruktur ist nach der Transformation durch eine hohe Versetzungsdichte auch unter der Bildung von Zwillingen gekennzeichnet. Man unterscheidet hexagonalen  $\alpha'$ -Martensit und den orthorhombischen  $\alpha''$ -Martensit, welcher durch das Abschrecken von vergleichsweise niedrigeren Temperaturen ab ca. 900 °C entsteht. Der hexagonale  $\alpha'$ -Martensit tritt als Latten- oder Plattenmartensit in Erscheinung und steht in etwa gleicher Orientierungsbeziehung zur  $\beta$ -Phase wie die  $\alpha$ -Phase. Die einzelnen Latten oder Platten haben eine Breite von ca. 0,5 bis 1  $\mu\text{m}$ . Diese Form des Martensits kann auch nadelförmig auftreten, weshalb er auch als nadelförmiger (acicular) Martensit bezeichnet wird. Der Platten- bzw. Lattenmartensit tritt überwiegend bei reinem Titan und niedrig legierten Titanlegierungen mit hoher Martensitstarttemperatur auf. Der nadelförmige Martensit entsteht auch in höher legierten Titanlegierungen, wie zum

Beispiel Ti-6Al-4V. Beim Glühen im  $\alpha+\beta$ -Gebiet zersetzt sich der mit  $\beta$ -Stabilisatoren übersättigte  $\alpha'$ -Martensit durch Ausscheidung von  $\beta$  an  $\beta$ -Phasengrenzflächen oder Korn- bzw. Plattengrenzen in ein  $\alpha+\beta$ -Gleichgewichtsgefüge. Mit steigender Konzentration an Legierungselementen wird die hexagonale Struktur des Martensits zunehmend verzerrt, wodurch eine orthorhombische Kristallstruktur entsteht. Diese Form des Martensits wird als  $\alpha''$  bezeichnet und kann als die erste Stufe der Zersetzung im  $\alpha+\beta$ -Phasengebiet angesehen werden. Dabei kommt es zu einer spinodalen Zersetzung in Regionen von schwach und stark gelöstem  $\alpha''$ , bevor sich der Martensit in das  $\alpha+\beta$ -Gleichgewichtsgefüge umwandelt ( $\alpha''_{lean} + \alpha''_{rich} \rightarrow \alpha + \beta$ ). Die Martensitstarttemperatur erhöht sich mit steigendem Legierungsgehalt an  $\alpha$ -Stabilisatoren, wie Aluminium und Sauerstoff, und sinkt mit zunehmendem Legierungsgehalt an  $\beta$ -Stabilisatoren, wie Molybdän und Vanadium. Zur Bestimmung der Martensitstarttemperatur können Äquivalenzkennzahlen wie das Aluminium- und Molybdänäquivalent angewendet werden. Im Gegensatz zum Stahl, führt hier die martensitische Umwandlung zu keiner Versprödung, da eine Zwangslösung interstitiell gelöster Legierungselemente ausbleibt. Im Vergleich zur  $\alpha$ -Phase, zeichnet sich der Martensit durch eine etwas höhere Festigkeit aus. [34]

#### 7.4 Mischkristall- und Ausscheidungshärtung

Bei  $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen kann sowohl die  $\alpha$ - als auch die  $\beta$ -Phase ausgehärtet werden. Die  $\alpha$ -Phase kann durch interstitiell gelösten Sauerstoff oder durch Substitutionsatome wie Aluminium, Zinn und Zirkon mischkristallgehärtet werden. Ab einem Aluminiumgehalt von über 5 % kann eine Ausscheidungshärtung durch die Bildung kohärenter  $\text{Ti}_3\text{Al}$ -Teilchen innerhalb der  $\alpha$ -Phase erfolgen. Die  $\text{Ti}_3\text{Al}$ -Ausscheidungen werden auch als  $\alpha_2$ -Teilchen bezeichnet und haben eine geordnete hexagonale Struktur. Die  $\alpha_2$ -Phase kann durch Sauerstoff und Zinn stabilisiert werden, wodurch die  $\alpha$ -Phase temperaturbeständiger wird.

In der  $\beta$ -Phase können  $\beta'$ - und  $\omega$ -Ausscheidungen auftreten, welche aufgrund ihrer versprödenden Wirkung jedoch vermieden werden sollten. Technische Verwendung findet jedoch die Ausscheidung der inkohärenten  $\alpha$ -Phase bei vergleichsweise höheren Temperaturen, bei der die  $\beta'$ - und  $\omega$ -Phasen als Keimbildner dienen, die eine homogene Verteilung der  $\alpha$ -Phase erlauben. Diese sekundäre  $\alpha$ -Phase, die sich in Form feiner Nadeln senkrecht zueinander ausscheidet, ist aufgrund ihrer

Inkohärenz nicht deformierbar und führt zu einer drastischen Erhöhung der Dehngrenze. [34]

### 7.5 Texturen in Titanlegierungen

Aufgrund von Texturen können Titanlegierungen starke anisotrope Eigenschaften aufweisen, die auf die inhärente Anisotropie der hexagonalen Kristallstruktur der  $\alpha$ -Phase zurückzuführen ist. Texturen können beim Verformen entstehen (Verformungstextur) und durch anschließende Rekristallisation verstärkt werden (Rekristallisationstextur). Bei der Textur der  $\alpha$ -Phase unterscheidet man grundsätzlich zwischen der Basal- und Transversaltextur. Als Indikator dient die kristallographische Orientierung der (0002)-Ebene in Bezug auf die Umformebene. Daher werden zur Bestimmung von Texturen in Titanlegierungen (0002)-Polfiguren ausgewertet. Von einer Basaltextur spricht man, wenn die (0002)-Ebene parallel zur Umformebene ausgerichtet ist, und von Transversaltextur, wenn die (0002)-Ebene senkrecht zur Umformebene liegt. Die Entstehung der Textur ist vom Umformgrad, vom Umformmodus und der Umformtemperatur abhängig. Bei Temperaturen unterhalb von 900 °C entstehen bevorzugt Basaltexturen. Bei einsinniger Verformung können auch Komponenten der Transversaltextur auftreten. Zwischen 900 und 930 °C liegt ein erhöhter Phasenanteil der  $\beta$ -Phase vor, wodurch die Texturen schwächer ausgeprägt sind. Knapp unterhalb  $T_\beta$  verschwindet der Basalanteil und es sind nur noch Transversaltexturen zu erkennen. Oberhalb  $T_\beta$  entsteht eine reine Würfeltextur. [34]

### 7.6 Schweißbarkeit

Titan ist ein Werkstoff, der in Bezug auf die meisten Schweißverfahren als bedingt beziehungsweise nur schwer schweißbar gilt. Hauptursache dafür ist die Aufnahme von Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff bei erhöhten Temperaturen, die zu einer Versprödung führen. Diese atmosphärischen Gase werden im Titan als Zwischengitteratome eingelagert, wodurch das Wirtsgitter verzerrt und somit das Versetzungsgleiten durch den Aufbau innerer Spannungen behindert wird. Dieser Effekt verstärkt sich, wenn es zu einer Konzentration dieser Einlagerungsatome an Fehlstellen im Gitteraufbau kommt. Besonders betroffen von diesem Mechanismus



sind die  $\beta$ -Titanlegierungen. Im hexagonalen  $\alpha$ -Titan ist die Diffusion dieser Fremdatome durch die hohe Packungsdichte von 74 % stärker behindert als im kubisch raumzentrierten  $\beta$ -Titan, welches eine Packungsdichte von 68 % aufweist. Diese geringere Packungsdichte führt zu einer höheren Löslichkeit interstitieller Elemente im  $\beta$ -Titan. Ebenso ist der höhere Anteil von Legierungselementen, welcher nötig ist, um eine kubisch-raumzentrierte Mikrostruktur im Titan zu erzeugen, Ursache für die stärkere Versprödung, da diese in Reaktion mit Sauerstoff und Stickstoff spröde nichtmetallische Verbindungen bilden.

Es gibt fünf grundlegende Methoden zum Schmelzschweißen von Titan. Dies sind Verfahren, die mit inerten Gasen arbeiten, wie das Wolfram-Inertgasschweißen (WIG) und das Metall-Inertgasschweißen (MIG) sowie andere spezielle Schmelzschweißverfahren wie das Elektronenstrahl-, Laserstrahl- oder Plasmaschweißen. Um die heiße Schweißnaht vor einer Kontamination mit atmosphärischen Gasen zu schützen, sind spezielle Maßnahmen und Vorrichtungen erforderlich. Diese können unter anderem Spezialbrenner, Schleppkästen, Formiergasvorrichtungen und Vakuumkammern sein, die das erwärmte Material vor, während und nach dem Schweißen schützen. Des Weiteren besteht beim Schmelzschweißen die Gefahr von Porenbildung durch Verunreinigungen.

Das Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen ist bereits Stand der Technik und ein etabliertes Fügeverfahren bei der Blisk-Herstellung. Es können aufgrund seiner verfahrensspezifischen Vorzüge gerade schwierig zu verschweißende Werkstoffe verbunden werden. So bietet sich die Möglichkeit, Titanschweißverbindungen ohne eine Abschirmung vor atmosphärischen Gasen zu erzeugen. Darüber hinaus sind Titanlegierungen aufgrund ihrer geringen Wärmeleitfähigkeit und Wärmeausdehnung sehr gut für das Fügen mittels Reibschweißen geeignet. So bleibt die erzeugte Wärme unmittelbar im Fügebereich, was vorteilhaft für eine schnelle Erwärmung und geringe Beeinflussung des Grundmaterials ist. Weiterhin kommt es bei der Abkühlung und Schrumpfung zu verhältnismäßig geringen Thermospannungen. [34]

Tabelle 4: Physikalische Eigenschaften von Titan und seinen Legierungen im Vergleich zu anderen Metallen [34].

	<b>Längenausdehnungskoeffizient <math>\alpha</math></b> ( $10^{-6} K^{-1}$ )	<b>Wärmeleitfähigkeit <math>\kappa</math></b> ( $W m^{-1} K^{-1}$ )
<b><math>\alpha</math> - Ti</b>	8,4	20
<b>Ti-6Al-4V</b>	9	7
<b>Ti-15-3</b>	8,5	8
<b>Fe</b>	11,8	80
<b>Ni</b>	13,4	90
<b>Al</b>	23,1	237

## 7.7 Verwendete Titanlegierungen

Für die Reibschweißversuche wurden zwei Titanlegierungen verwendet, die sich den  $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen zuordnen lassen:

- Ti-6Al-4V (Ti-64)
- Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246)

Die Legierung Ti-6Al-4V lag in zwei Mikrostrukturen vor: Duplex als Scheibenwerkstoff, im Folgenden Ti-64D genannt, und Mill-Annealed als Schaufelwerkstoff, im Folgenden Ti-64MA genannt. Die durch Spektralanalyse gemessenen chemischen Zusammensetzungen der Werkstoffe sind in Tabelle 5 dargestellt.

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung in Gew.-%.

	<b>Al</b>	<b>Mo</b>	<b>Sn</b>	<b>V</b>	<b>Zr</b>	<b>Ti</b>
<b>Ti-64D</b>	6,12	-	-	4,08	-	86,5
<b>Ti-64MA</b>	6,19	-	-	4,04	-	89,3
<b>Ti-6246</b>	5,73	5,34	1,66	-	4,4	82,6

Die Messung der mechanischen Eigenschaften der Grundmaterialien erfolgte durch den Zugversuch. Die Werkstoffe wurden im wärmenachbehandelten Zustand (HT) geprüft, um die Ergebnisse mit den Schweißverbindungen vergleichen zu können, welche ebenfalls im Zustand HT geprüft worden sind. In Tabelle 6 sind die

Zugversuchsergebnisse dargestellt. Sie repräsentieren die Mittelwerte aus mindestens drei Zugversuchen.

Beide Ti-64-Werkstoffe besitzen eine vergleichbare Festigkeit. Die Bruchdehnung des Ti-64MA ist höher. Das Ti-6246 hat eine deutlich höhere Festigkeit als beide Ti-64-Werkstoffe. Die Bruchdehnung ist vergleichbar mit dem Ti-64D.

Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften der verwendeten Ti-Legierungen im Zustand HT.

	<b>R<sub>p0.2</sub> [MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub> [MPa]</b>	<b>A<sub>5</sub> [%]</b>	<b>E [GPa]</b>
<b>Ti-64D</b>	897	940	12	110
<b>Ti-64MA</b>	888	927	19	102
<b>Ti-6246</b>	1077	1179	11	115

### 7.7.1 Ti-6Al-4V

Die Titanlegierung Ti-6Al-4V gilt aufgrund ihres ausgewogenen Eigenschaftenprofils als am weitesten verbreitete Titanlegierung. Sie wird den  $\alpha+\beta$ -Legierungen zugeordnet. Im Flugzeugtriebwerk wird sie im Fan und im Verdichter bis zu einer Temperatur von ca. 300 °C eingesetzt. Dabei wird die Legierung sowohl in Scheiben als auch in Schaufeln verwendet, wobei hier unterschiedliche Mikrostrukturen zum Einsatz kommen, um den jeweiligen Anforderungen gerecht zu werden. Der  $\beta$ -Transus der Legierung liegt abhängig von der genauen Legierungszusammensetzung bei ca. 995 °C.

Bild 16 zeigt die Legierung Ti-64D in der Duplex-Struktur. Die Mikrostruktur besteht aus globularen Primär- $\alpha$ -Phasen (dunkel) an den Tripelpunkten der  $\beta$ -Korngrenzen,  $\alpha$ -Lamellen (dunkel) innerhalb der  $\beta$ -Körner (hell) und  $\alpha$ -Säumen an den ehemaligen  $\beta$ -Korngrenzen. Die Mikrostruktur zeichnet sich durch eine hohe Festigkeit und Duktilität sowie eine hohe Dauerfestigkeit im LCF- und HCF-Bereich aus [34]. Die Legierung lag im ausgehärteten Zustand vor.

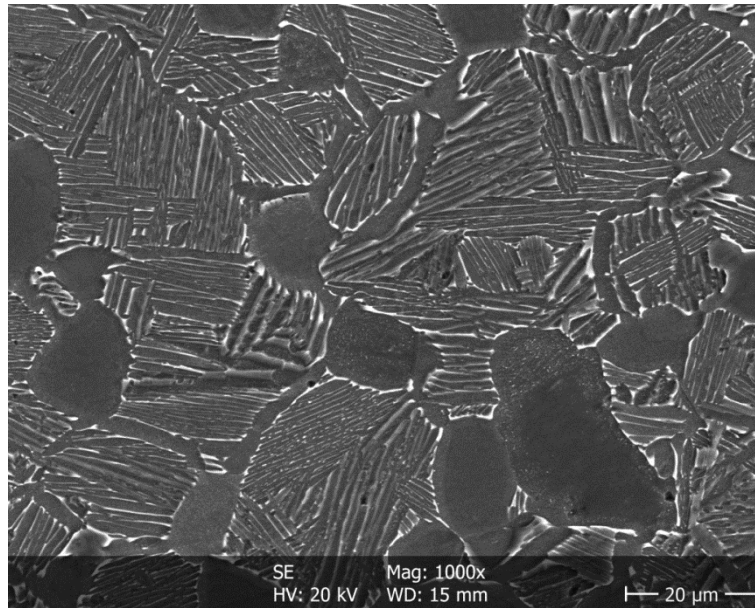


Bild 16: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-64D.

Bild 17 zeigt die Legierung Ti-6Al-4V im Zustand mill annealed. Ähnlich wie bei der Duplex-Struktur besteht das Gefüge aus globularen Primär- $\alpha$ -Phasen und lamellaren  $\alpha+\beta$ -Körnern. An Stelle der  $\alpha$ -Säume liegt intergranuläres  $\beta$  zwischen den  $\alpha$ - und  $\alpha+\beta$ -Körnern vor. Die Mikrostruktur hat aufgrund seiner heterogenen Phasenverteilung nur Halbzeugqualität. Aufgrund einer relativ kurzen Wärmebehandlung nach dem Umformprozess ist das Gefüge nur teilweise rekristallisiert.

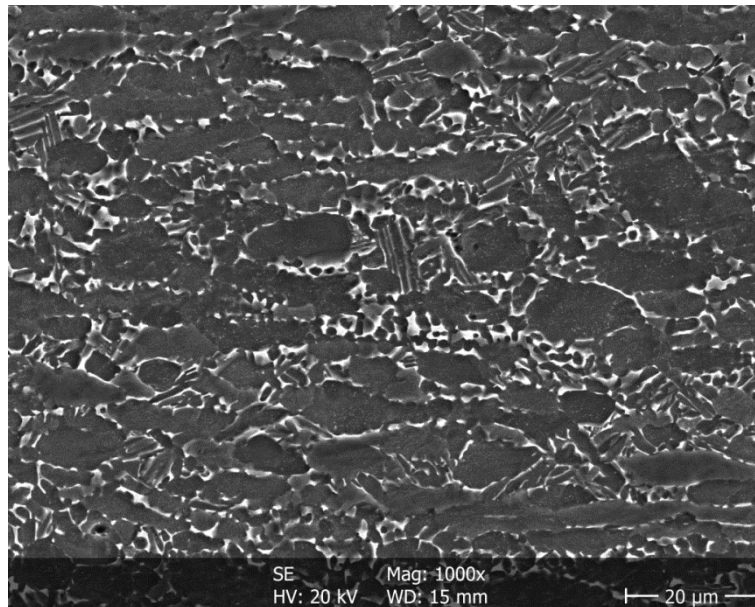


Bild 17: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-64MA.

### 7.7.2 Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo wurde als Scheibenlegierung für Hochdruckverdichter bis zu einer Einsatztemperatur von 450 °C entwickelt. Die Legierung zählt zu den  $\alpha+\beta$ -Legierungen und zeichnet sich durch eine hohe erreichbare Festigkeit mit einer hohen Bruchzähigkeit aus. Der  $\beta$ -Transus der Legierung liegt bei ca. 940 °C. Das verwendete Material lag als Scheibenmaterial im  $\beta$ -geschmiedeten und ausgehärteten Zustand vor. Das Gefüge ist durch  $\alpha$ -Lamellen (dunkel) innerhalb der  $\beta$ -Matrix (hell) charakterisiert. In der Mitte von Bild 18 ist ein  $\alpha$ -Saum entlang einer  $\beta$ -Korngrenze sichtbar, der durch den Schmiedeprozess aufgebrochen wurde. In der  $\beta$ -Matrix sind nadelförmige sekundär- $\alpha$ -Ausscheidungen ausgeschieden.

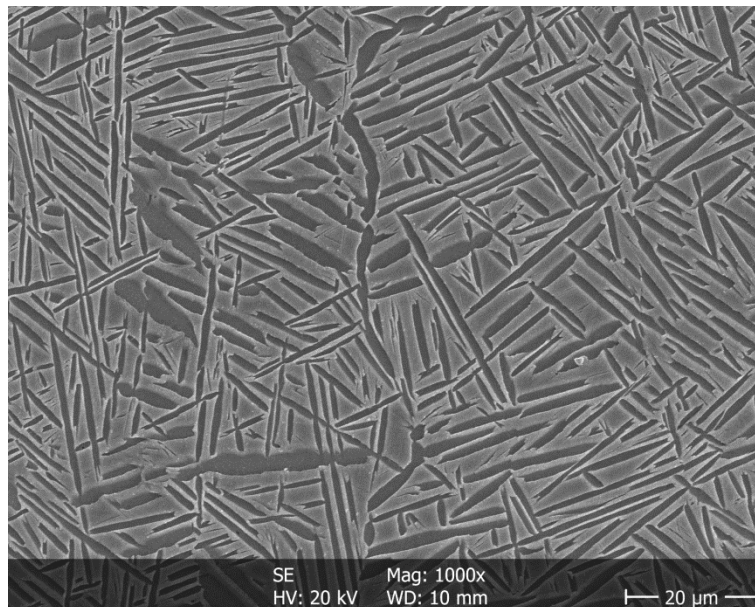


Bild 18: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-6246.

Aufgrund des hohen Anteils an  $\beta$ -Phase kann im Gegensatz zur Ti-64 eine hohe Festigkeitssteigerung durch die Ausscheidung von Sekundär- $\alpha$  erzielt werden.

### 7.8 Mikrostrukturentwicklung beim Reibschweißen von Titanlegierungen

Die beim Reibschweißen entstehende Wärmeentwicklung führt aufgrund der Wärmeleitung zu einem ausgeprägten Temperaturgradienten. Im Bereich der Schweißzone überlagern sich der aufgebrachte Druck und die durch die Relativbewegung bzw. Reibung entstehenden hohen Temperaturen, was zur plastischen Verformung von metallischen Werkstoffen führt. Neben der Entstehung des Wulstes, kommt es durch Rekristallisation zu einer Neubildung bzw. Veränderung der Mikrostruktur, die durch drei charakteristische Bereiche entlang des Temperaturgradienten gekennzeichnet ist (Bild 19). Am linken und rechten Bildrand ist jeweils das Grundmaterial PM (parent material) abgebildet.

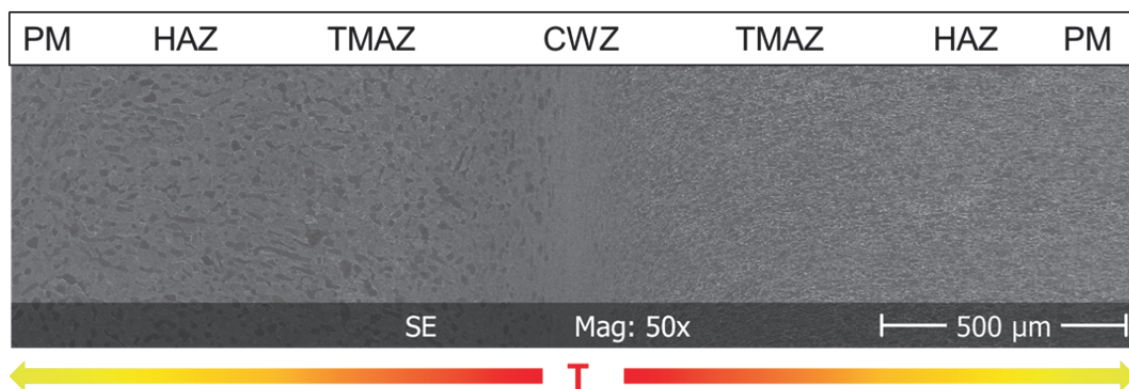


Bild 19: Einteilung der Schweißzonen anhand einer Ti-64D (rechts)/Ti-64MA (links) orbital-reibgeschweißten Fügeverbindung (REM).

In der zentralen Schweißzone CWZ (central weld zone) ist die Temperatur am höchsten. Der anliegende axiale Druck sowie die beim Abgleiten der Fügeflächen hervorgerufenen Scherkräfte führen zur dynamischen Rekristallisation und einer Kornfeinung des Gefüges. Die Schweißtemperatur kann in diesem Bereich den  $\beta$ -Transus der jeweiligen Titanlegierung überschreiten. Dadurch kommt es zur Auflösung der  $\alpha$ -Phasen. Abhängig von der erreichten Schweißtemperatur findet die Rekristallisation entweder im  $\alpha$ - $\beta$  oder im  $\beta$ -Gebiet statt.

Die sich anschließende thermo-mechanisch beeinflusste Zone TMAZ (thermo mechanical affected zone) besteht aus einem teilrekristallisierten Bereich und einem Bereich, der aufgrund abnehmender Temperatur nur durch Deformation gekennzeichnet ist. Starke plastische Verformung ist durch in Fließrichtung des Wulstes verformte Körner und aufgebrochene  $\alpha$ -Lamellen sichtbar, die sich intergranular und interlamellar zwischen den deformierten  $\alpha$ -Körnern und  $\beta$ -Lamellen anlagern (Bild 20).

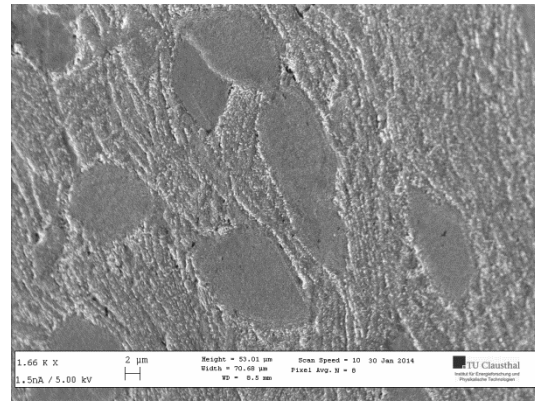
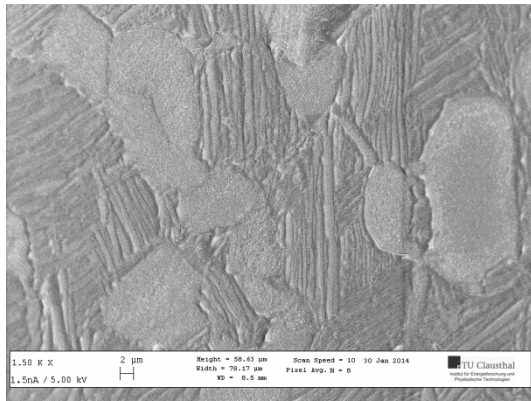


Bild 20: Mikrostruktur (REM) der Legierung Ti-64D nach dem OFW: Ausgangszustand im PM (links), nach starker plastischer Verformung in der TMAZ (rechts).

Bei Metallen mit allotroper Phasenumwandlung und ausscheidungsgehärteten Legierungen können die hohen Temperaturen zu einer Auflösung der im gegebenen Temperaturbereich instabilen Phasen führen (Bild 21).

In der thermisch beeinflussten Zone (HAZ = Heat Affected Zone) tritt keine plastische Verformung auf. Die moderate Wärmeentwicklung führt in diesem Bereich zu Erholung, Korn- bzw. Phasenvergrößerung und teilweise zu der bereits beschriebenen Auflösung von Phasen (Bild 21). Bei übersättigten Mischkristallen können sich neue Ausscheidungsphasen bilden.

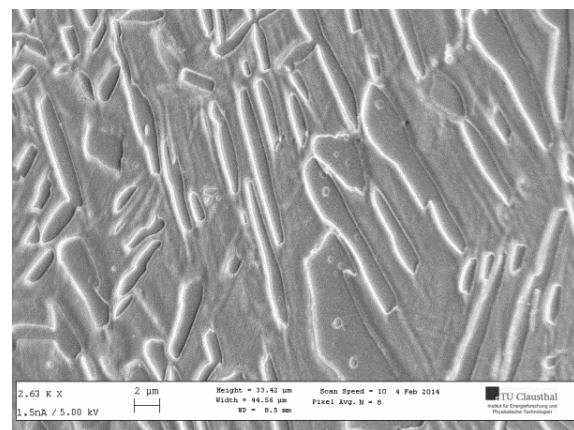
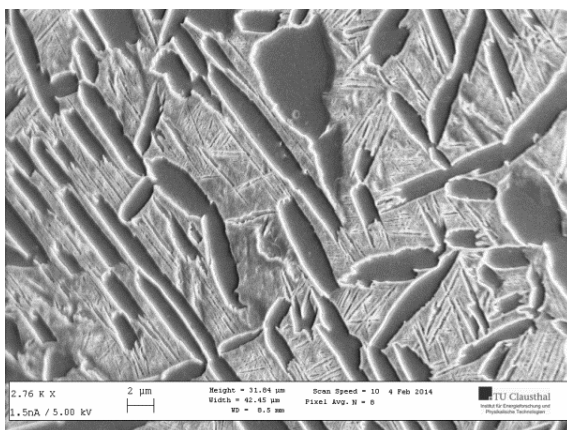


Bild 21: Mikrostruktur (REM) der Legierung Ti-6246 nach dem OFW. Ausgangszustand im PM (links), Auflösung der nadeligen sekundären  $\alpha$ -Phase und beginnende Auflösung der primären  $\alpha$ -Phase (rechts).

Die Mikrostrukturentwicklung in der CWZ kann signifikant durch den Schweißprozess beeinflusst werden. Insbesondere haben Maximaltemperatur, Abkühlrate, Fügefläche und Druck einen starken Einfluss auf die Ausprägung der Mikrostruktur in der CWZ und der TMAZ. In der Literatur über das Linear-Reibschweißen von Titanlegierungen

wurde die Entwicklung der Mikrostruktur detailliert beschrieben. Angaben zu den verwendeten Schweißparametern sind jedoch nur vereinzelt zu finden.

Wanjara und Jahazi charakterisierten die Mikrostruktur in der Schweißzone einer linear-reibgeschweißten Ti-64-Probe mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM). Das Grundgefüge des Ti-64MA bestand aus einer Duplex-Struktur mit teilweise elongierten  $\alpha$ -Körnern und intergranularer  $\beta$ -Phase. Nach dem Reibschweißen konnte in der CWZ ein Widmanstätten-Gefüge innerhalb rekristallisierter  $\beta$ -Körner identifiziert werden. Aufgrund dieser Beobachtung wird geschlussfolgert, dass die Prozesstemperatur den  $\beta$ -Transus der Legierung von 995 °C überschritten hat. Ferner musste eine Abkühlrate oberhalb von 410 °C/s vorliegen, um eine multiple Orientierung der  $\alpha$ -Lamellen innerhalb eines  $\beta$ -Korns hervorzurufen [36]. Die Kornfeinung der ehemaligen  $\beta$ -Körner von 12,5  $\mu\text{m}$  im Grundmaterial auf 3,8 bis 5,3  $\mu\text{m}$  in der CWZ wird mit dem Überschreiten einer kritischen Dehnrates erklärt, die ab 1050 °C eine dynamische Rekristallisation in Ti-6Al-4V auslöst [37]. Ein höherer Reibdruck hatte hier ein größeres  $\beta$ -Korn zur Folge. Die TMAZ wies ein stark deformiertes  $\alpha+\beta$ -Gefüge mit re-orientierten Körnern und Bruchstücken der  $\beta$ -Phase auf, die sich intergranular und interlamellar zwischen der deformierten  $\alpha$ -Phase angelagert haben (vgl. Bild 20). [11]

Karadge et al. untersuchten die Mikrostrukturentwicklung nach dem Linear-Reibschweißen in Ti-6Al-4V in zwei Wärmebehandlungszuständen. Das Ti-64D mit globularer  $\alpha$ -Phase und transformierter  $\beta$ -Phase sollte hier die Verdichterscheibe repräsentieren, das Ti-64MA mit globularer  $\alpha$ - und intergranularer  $\beta$ -Phase die Schaufel. In der CZW konnte lattenförmiger  $\alpha'$ -Martensit innerhalb rekristallisierter  $\beta$ -Körner identifiziert werden. Dieses Ergebnis wird auch hier mit Prozesstemperaturen oberhalb des  $\beta$ -Transus und dynamischer Rekristallisation im  $\beta$ -Gebiet erklärt. Beidseitig wurde in der TMAZ ein stark plastisch verformtes Gefüge mit rekristallisierten und gestauchten  $\alpha$ -Körnern und intergranularem  $\beta$  identifiziert. Eine Überschreitung des  $\beta$ -Transus hat hier, ca. 100  $\mu\text{m}$  von der Schweißlinie entfernt, nicht stattgefunden. Bei einer Wärmenachbehandlung (PWHT) wandelte der  $\alpha'$ -Martensit in ein  $\alpha+\beta$ -Gleichgewichtsgefüge um, bei dem sich die  $\beta$ -Phase plattenförmig entlang der Basal-Ebene der  $\alpha$ -Phase und deren Phasengrenzen ausgeschieden hat. Eine Erhöhung der Glühzeit von einer auf acht Stunden hatte eine linsenartige Einformung und Vergrößerung der  $\alpha$ -Platten zur Folge. Die



Umwandlung der metastabilen  $\beta$ -Phase in nadeliges Sekundär- $\alpha$  innerhalb der  $\beta$ -Matrix konnte in der TMAZ beobachtet werden. [12]

Eine von den bisherigen Ergebnissen abweichende Beobachtung wurde von Li et al. veröffentlicht. Im Gegensatz zum Martensit, der von den meisten Autoren in der CWZ identifiziert worden ist, liegt bei dieser artgleichen Ti-6Al-4V-Verbindung ein ultrafeinkörniges  $\alpha+\beta$ -Gefüge in der CWZ vor. [13]

Von Attallah et al. wurde in einer artgleichen Ti-6246-LFW-Verbindung ein rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge in der CWZ gefunden, was auf Schweißtemperaturen oberhalb des  $\beta$ -Transus schließen lässt. In der TMAZ wurde ein größerer Phasenanteil an  $\beta$  nachgewiesen, was die Vermutung zulässt, dass die Temperatur in Teilen der TMAZ zumindest nah am  $\beta$ -Transus gelegen haben muss. Die restliche TMAZ ist durch starke Deformation der primären  $\alpha$ -Phase gekennzeichnet. Eine Erhöhung des Reibdrucks hatte eine Verringerung der CWZ- und TMAZ-Breite zur Folge. Das  $\beta$ -Gefüge in der CWZ war durch den höheren Reibdruck feiner. Diese Beobachtung ist gegensätzlich zu den Ergebnissen die Wanjara et al. [11] veröffentlichten. Hier wurde durch einen höheren Reibdruck ein gröberes  $\beta$ -Korn im Ti-64 nachgewiesen. Nach dem Modell von Vairis und Frost [9] müsste ein höherer Reibdruck eine größere Wärmeentwicklung zur Folge haben und zu einem gröberen Gefüge führen. Eine Erklärung für die gegensätzliche Beobachtung liefern die Annahmen, dass durch den höheren Reibdruck mehr Material und damit Wärme aus der Schweißnaht in den Wulst verdrängt wird und dass gleichzeitig die Reibzeit verringert wird. Während der anschließenden Wärmenachbehandlung kam es zur Ausscheidung feiner  $\alpha$ -Phase innerhalb der  $\beta$ -Körner. [14]

Frankel et al. fanden ebenfalls lattenförmigen  $\alpha'$ -Martensit, umsäumt von  $\beta$ -Korngrenzen in der CWZ einer artgleichen Ti-64 und einer Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-Fügeverbindung vor. Beide Legierungen lagen in der Duplex-Struktur vor. Das Linear-Reibschweißen führte zu einer vergleichbaren Entwicklung der Mikrostruktur in beiden Legierungen. Die Autoren unterteilen die TMAZ in einen Bereich, in dem der  $\beta$ -Transus überschritten wurde und einen, bei dem die Schweißtemperatur darunter lag. Neben dem rekristallisierten Feinkornbereich in der CWZ wurden auch rekristallisierte  $\alpha$ -Körner in einem Abstand von 80  $\mu\text{m}$  von der Schweißlinie nachgewiesen. Durch die Wärmenachbehandlung wandelte der  $\alpha'$ -Martensit in  $\alpha$  und  $\beta$  um, wobei sich die  $\beta$ -Phase entlang der Basalebene des Martensits ausgeschieden

hat. In der TMAZ wurden ebenfalls Phasenumwandlungen beobachtet. Hier wandelte das metastabile  $\beta$  in nadeliges  $\alpha$  innerhalb einer  $\beta$ -Matrix um. [15]

Romero et al. konnten durch eine neunfache Steigerung des Reibdrucks die Breite der CWZ der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D von etwa 500  $\mu\text{m}$  auf ca. 150  $\mu\text{m}$  verringern. Auch bei neunfachem Reibdruck konnte ein Widmanstättengefüge in der CWZ und der TMAZ nachgewiesen werden. Durch die Rekristallisation im  $\beta$ -Gebiet und die Kornfeinung des  $\beta$ -Korns ist das Widmanstättengefüge in der CWZ ungewöhnlich fein. Mit Texturmessungen durch EBSD wurden Hinweise darauf gefunden, dass bei höherem Reibdruck das Material in der CWZ nicht den  $\beta$ -Transus überschritten hatte. [16]

Guo et al. untersuchten die Mikrostrukturentwicklung in der CWZ in einer artfremden Ti-64MA/Ti-6246-Verbindung. Im Zustand AW konnte im Ti-64MA lattenförmige  $\alpha$ -Phase identifiziert werden, die durch die nachfolgende Wärmebehandlung bei 600 °C für eine Stunde vergrößerte. Im Ti-6246 wurde die  $\beta$ -Phase mit feinen  $\alpha$ -Ausscheidungen an den Phasengrenzen entdeckt. Im Zustand HT lag an Stelle der  $\beta$ -Phase die  $\alpha$ -Phase vor. Im Ti-6246 konnten feine  $\alpha$ -Ausscheidungen an den Phasengrenzen der primären  $\alpha$ - und der  $\beta$ -Phase entdeckt werden. In der HAZ kam es zur Auflösung der sekundären  $\alpha$ -Phase. [17]

Die Mikrostrukturentwicklung in einer artgleichen Ti-6246-LFW-Verbindung wurde von Guo et al. vor und nach der Wärmenachbehandlung bei 600 °C für eine Stunde untersucht. Nach dem Schweißen lag orthorhombischer  $\alpha'$ -Martensit in der CWZ vor. Durch die Wärmebehandlung kam es zu einer Phasentransformation von  $\alpha'$  in hexagonales  $\alpha$ . [18]

## 8 Parameteroptimierung

Die Parameteroptimierung wurde ausschließlich im OFW-Betrieb durchgeführt, da diese Versuchsführung für die Herstellung von Blisks verwendet wird. Der verwendete Schaufelwerkstoff Ti-6Al-4V im Zustand mill annelaed (Ti-64MA) wurde dabei in den oszillierenden Zustellkopf eingespannt, die Scheibenwerkstoffe Ti-6Al-4V im Zustand duplex (Ti-64D) und Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti-6246) in den nicht rotierenden Festkopf. Die optimierten Parameter für die Verbindung Ti-64MA/Ti-64D wurden auch für die MOFW- und LFW-Versuche für die EBSD-Messungen verwendet.

Das primäre Ziel der Parameteroptimierung war eine Schweißnahtfestigkeit oberhalb der Festigkeit der Grundmaterialien zu erreichen. Zusätzlich war es das Ziel, die Schweißnahtbreite zu minimieren, d. h. den sekundären Wärmeeintrag und somit die Wärmeeinflusszone möglichst gering zu halten.

### 8.1 Optimierung der Schweißparameter

Wanjara et al. führten einen Mindestwert für den PI an, oberhalb dessen fehlerfreie Schweißnähte erzeugt werden können [11]. Eine Möglichkeit, die Schweißnahtbreite zu reduzieren, ist die Erhöhung des Reibdrucks [14, 16]. In der vorliegenden Arbeit wurde ebenfalls der Ansatz verfolgt, durch einen höheren Reibdruck den Wärmeeintrag gering zu halten. Dieser wurde jedoch nicht in der gesamten Reibphase konstant gehalten, sondern stufenweise erhöht. Eine ähnliche Vorgehensweise konnte in der Literatur bisher nicht gefunden werden. Bild 22 zeigt zwei exemplarische Kraft-Weg-Verläufe von Reibschweißungen mit Ti-64D. In den Schweißversuchen wurden drei Reibphasen durchgeführt: eine Anreibphase, in der die Stoßflächen bei geringem Reibdruck eingeebnet und dabei bis rotglühend aufgeheizt wurden, und zwei anschließende Reibphasen mit sukzessiv ansteigendem Reibdruck. Der Effekt, der dabei erzielt werden sollte, wird durch den Vergleich der Kraft-Weg-Verläufe deutlich. Im Vergleich mit der zweiten Reibphase bei ca. 6 kN, erkennt man auf der linken Seite einen Krafteinbruch bei ca. 1500 ms Reibzeit. An dem Punkt, ab dem die Reibkraft nicht mehr aufrechterhalten werden kann, wird mehr Material erwärmt, als durch den anliegenden Reibdruck verdrängt werden kann. Die Gleichgewichtsphase aus Erwärmung und Verdrängung verschiebt sich in Richtung Erwärmung und das Material gibt nach [8, 27]. Wird jedoch an

diesem Punkt die Reibkraft erhöht, wie es an der verkürzten Reibphase im rechten Kraft-Weg-Verlauf zu erkennen ist, wird wieder mehr Material pro Zyklus verdrängt, wodurch die Gleichgewichtsphase aufrechterhalten werden kann. Auf diese Weise wird sichergestellt, dass stets auf vergleichsweise „kaltem“ Material gerieben wird und die sekundäre Erwärmung gering gehalten werden kann. Somit lassen sich Schweißverbindungen mit schmaler CWZ und geringem Wärmeeintrag ins Grundmaterial erzeugen.

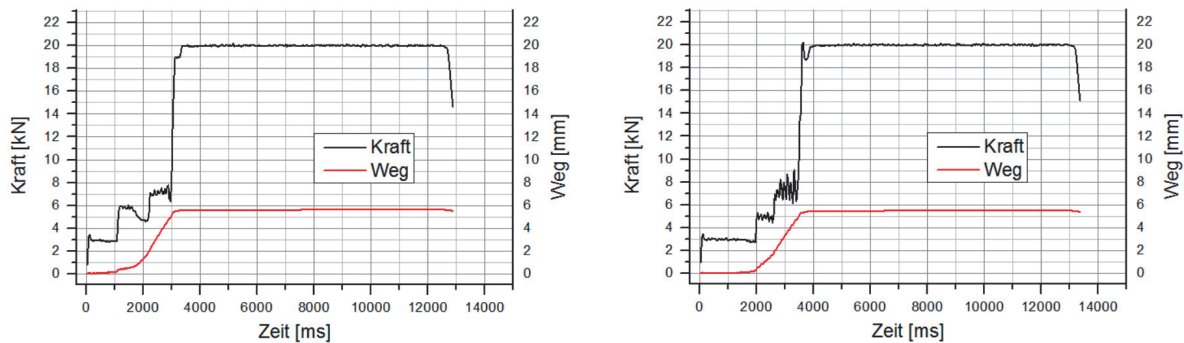


Bild 22: Exemplarische Kraft-Weg-Verläufe.

## 8.2 Schweißparameter Ti-64MA/Ti-64D

Die Schweißparameter und ein exemplarischer Kraft-Weg-Verlauf sind für die Verbindung Ti-64MA/Ti-64D in Bild 23 dargestellt. Für die Schweißverbindung wurden drei Reibphasen mit einer maximalen Reibkraft von 9 kN und eine Stauchphase mit 20 kN verwendet. Der Kraftverlauf zeigt, dass sowohl in der zweiten als auch in der dritten Phase die Reibkraft nicht erreicht werden konnte. Es wurde nur eine maximale Reibkraft von 7,5 kN erreicht. Der Wegverlauf gibt eine finale Verkürzung von ca. 5,6 mm nach dem Stauchen an. Abzüglich der festgelegten Reibwege von insgesamt 4,7 mm ergibt sich ein Stauchweg von ca. 0,9 mm.

Die angegebenen Parameter wurden sowohl für die OFW-Verbindung, an der die Mikrostrukturentwicklung charakterisiert wurde, als auch für die LFW- und MOFW-Verbindungen verwendet, die für die EBSD-Messungen herangezogen wurden.

Parameter "Serie"							Anreiben				Reiben 1				Reiben 2				Stauchen			
Startw. [°]	Vers. [°]	Ausstand FK [mm]	Ausstand ZK [mm]	Geschw. [°/s]	Beschl. [°/s²]	Verz. [°/s²]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	t [ms]
0	0	ca. 4	ca. 4	20000	60000	200000	2	0	3	0,2	2	0	6	1,5	2	0	9	3	0,6	0	20	10000

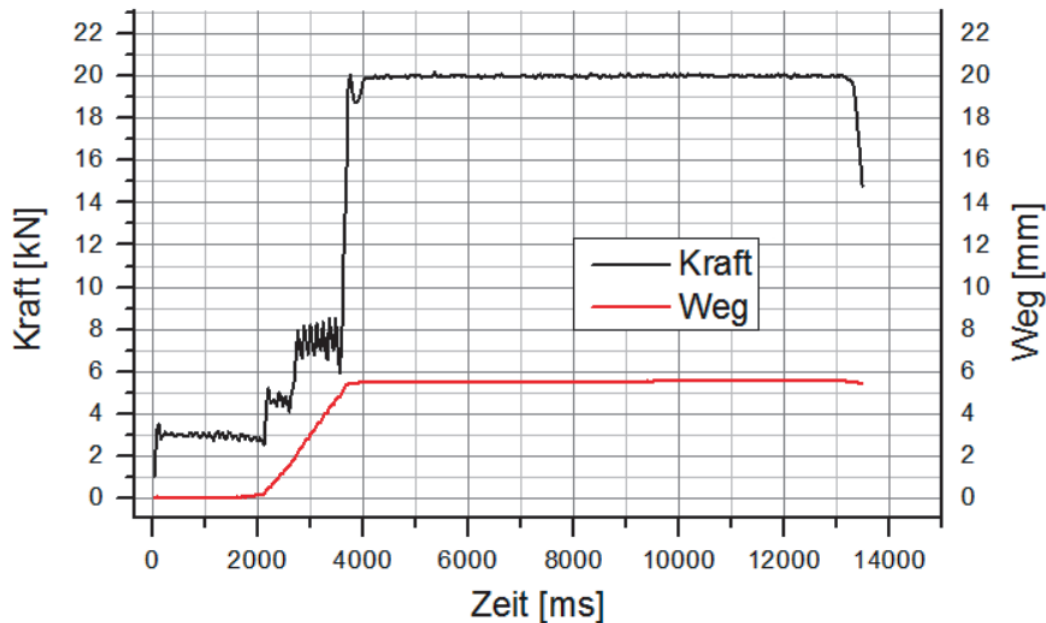


Bild 23: Schweißparameter und Kraft-Weg-Verlauf für die Verbindung Ti-64MA/Ti-64D.

### 8.3 Schweißparameter Ti-64MA/Ti-6246

Für die Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 wurden vier Reibphasen verwendet. Zusätzlich zu den ersten drei Reibphasen bei 3, 6 und 9 kN wurde eine finale Reibphase mit 12 kN durchgeführt. Desweiteren wurde der Reibweg in den einzelnen Reibphasen verkürzt, so dass mit vier Reibphasen ein Reibweg von 3,6 mm erreicht wurde. Nach dem Stauchen konnte eine Gesamtverkürzung von 4,2 mm festgestellt werden. Demnach wurde ein Stauchweg von 0,6 mm erreicht. Der Kraftverlauf zeigt erneut, dass die Kräfte in den einzelnen Reibphasen nicht erreicht wurden. In Reibphase 4 (Reiben 3) ergab sich eine maximale Reibkraft von 11 kN. Die angegebenen Parameter wurden für die OFW-Verbindung verwendet, an der die Mikrostrukturentwicklung charakterisiert wurde.

wie 04							Anreiben				Reiben 1				Reiben 2				Reiben 3				Stauben			
Startw. [°]	Vers. [°]	Ausstand FK [mm]	Ausstand ZK [mm]	Geschw. [°/s]	Beschl. [°/s²]	Verz. [°/s²]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	s [mm]	P	I	F [kN]	t [ms]
0	0	3	3	20000	60000	200000	2	0	3	0,1	2	0	6	0,5	2	0	9	1,5	2	0	12	1,5	0,6	0	20	10000

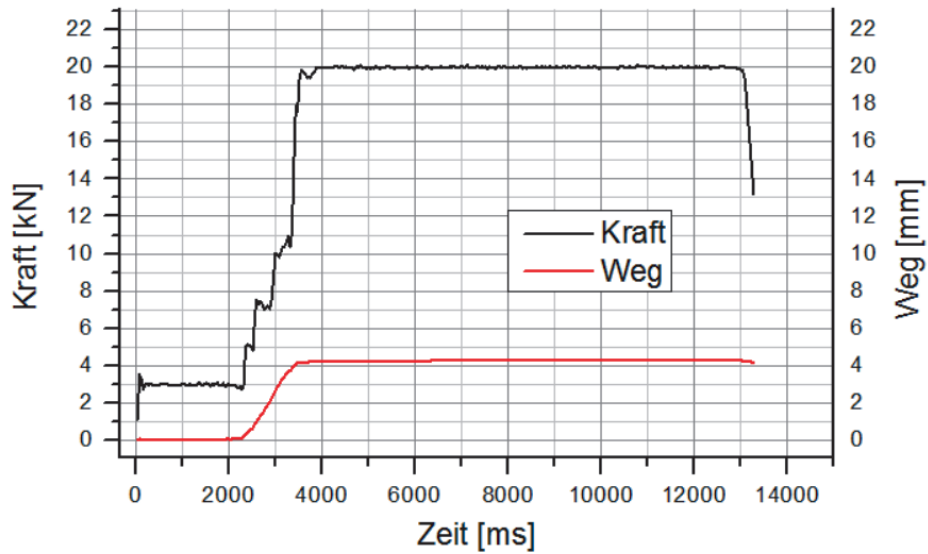


Bild 24: Schweißparameter und Kraft-Weg-Verlauf für die Verbindung Ti-64MA/Ti-6246.

#### 8.4 Zugversuchsergebnisse

Die Festigkeit der Schweißnaht wurde durch den Zugversuch ermittelt. Während der Parameteroptimierung sind sämtliche Schweißverbindungen im Zustand AW in der Schweißzone gebrochen. Daher wurden die Zugversuche nur noch im Zustand HT durchgeführt.

Tabelle 7: Zugversuchsergebnisse der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D im Zustand HT.

Probe	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]	$E$ [GPa]	Bruchlage
1	998	1034	8	103	Ti-64D
2	955	993	15	108	Ti-64MA
3	947	989	10	105	Ti-64D

Bei der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D erfolgten die Brüche im Zustand HT im Grundmaterial. Die Bruchlage befand sich sowohl im Ti-64MA als auch im Ti-64D, was mit der ähnlichen Festigkeit beider Werkstoffe (vgl. Tabelle 6) erklärt werden kann. Im Vergleich mit den Festigkeitswerten der ungeschweißten Proben scheint die Festigkeit erhöht zu sein. Es wird angenommen, dass dieses Ergebnis durch das verfestigte Gefüge im Schweißnahtbereich hervorgerufen wird.

Tabelle 8: Zugversuchsergebnisse der Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 im Zustand HT.

Probe	R <sub>p0.2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	E [GPa]	Bruchlage
1	951	994	12	111	Ti-64 MA
2	960	1004	12	106	Ti-64 MA
3	922	962	13	106	Ti-64 MA

Bei der Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 erfolgten die Brüche im Grundmaterial auf Seiten des Ti-64MA. Aufgrund der geringeren Festigkeit des Ti-64MA gegenüber der des Ti-6246 (vgl. Tabelle 6) entspricht das Ergebnis den Erwartungen. Wie auch bei der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D wurde eine höhere Festigkeit des Ti-64MA gemessen, was wiederum mit dem Einwirken der festeren Schweißnaht und des Ti-6246 auf die Zugversuchsergebnisse erklärt werden kann.

## 9 Charakterisierung der Reibschweißverbindungen

Die Charakterisierung der Schweißverbindung erfolgt durch Mikroskopie. Für die makroskopische Betrachtung kam ein Digitalmikroskop zum Einsatz. Die mikroskopische Betrachtung erfolgte mit einem Lichtmikroskop, für höhere Vergrößerung mit einem Rasterelektronenmikroskop.

### 9.1 Ti-64MA/Ti-64D

Für die makroskopische Betrachtung wurden Übersichtsaufnahmen von den präparierten Oberflächen in den Zuständen AW (links) und HT (rechts) gemacht. Auf den Bildern ist das Ti-64D oben dargestellt (Bild 25).

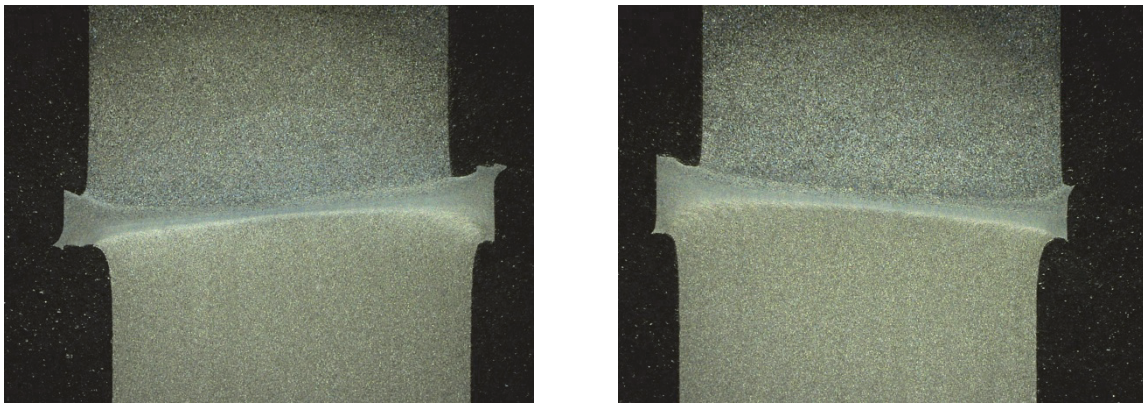


Bild 25: Übersichtsaufnahmen (DM) der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) in den Zuständen AW (links) und HT (rechts).

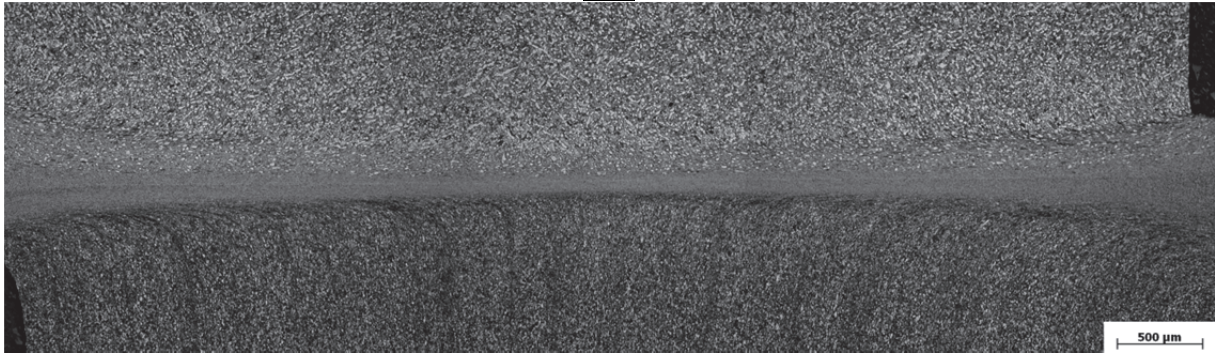
In der Mitte der Bilder ist die Schweißnaht zu erkennen. Der Schweißwulst wurde vor dem Einbetten entfernt. Der Materialfluss der einzelnen Werkstoffe, das heißt die Verkürzung, erfolgte gleichmäßig. Die schiefe Ausprägung der Schweißnaht ist durch einen Versatz der Schweißproben beim Stauchen entstanden. Die unterschiedliche Verfärbung der einzelnen Bereiche ist auf die unterschiedliche Reaktion der Ausgangsmikrostrukturen, aber auch durch neu entstandene Mikrostrukturen auf die Kroll-Ätzung zu erklären. Die CWZ, die sich etwas heller und weniger texturiert von den Grundgefügen abhebt, weitet sich zum Randbereich auf. Auf der Ober- und Unterseite ist die CWZ von einem noch helleren, leicht texturierten Bereich umsäumt, der insbesondere im Ti-64MA auf der Unterseite erkennbar ist und die TMAZ darstellt. Bei makroskopischer Betrachtung fällt auf, dass sich die TMAZ durch die Wärmebehandlung leicht verdunkelt hat. Eine Erklärung dafür könnte ein geringerer Gehalt an  $\alpha$ -Stabilisatoren in der Matrix sein. Durch die Schweißwärme kommt es in



der CWZ und Teilen der TMAZ aufgrund von Temperaturen im oberen  $\alpha+\beta$ -Bereich zur Auflösung der primären  $\alpha$ -Phasen. Dadurch geht das  $\alpha$ -stabilisierende Aluminium in Lösung, was zu einer höheren Korrosionsbeständigkeit der  $\beta$ -Matrix führt. Durch die Wärmenachbehandlung agglomerieren die Aluminiumatome und bilden wiederum sekundäre  $\alpha$ -Ausscheidungsteilchen, wodurch die Beständigkeit gegenüber Kroll herabgesetzt wird. Eine HAZ ist nicht erkennbar.

Die mikroskopische Betrachtung der Fügeverbindung erfolgte im Lichtmikroskop. In Bild 26 ist die Schweißnaht in den Zuständen AW (unten) und HT (oben) dargestellt. Die Schweißlinie ist nicht eindeutig zu erkennen, jedoch verläuft die Schweißnaht geradlinig. In beiden Abbildungen ist eine Zeiligkeit innerhalb des Ti-64MA zu erkennen, die im Übergang zur TMAZ deutlich die Fließrichtung des Materials in den Wulst hervorhebt. Vergleicht man erneut beide TMAZ in den Zuständen AW und HT, erscheinen die TMAZ im Zustand HT wieder dunkler. Außerdem wird die Mikrostruktur der TMAZ deutlicher sichtbar. Ein Präparationsfehler als Ursache kann hierfür ausgeschlossen werden, da zum einen beide Proben gleichzeitig präpariert worden sind und zum anderen da das verschwommen erscheinende Gefüge in der TMAZ in sämtlichen Schweißverbindungen im Zustand AW aufgetreten ist. An dieser Stelle kann vorweg genommen werden, dass im AW-Zustand auch bei den EBSD-Messungen keine charakteristischen Kikuchi-Linien indiziert werden konnten. Daher wird vermutet, dass sich durch den Schweißprozess Eigenspannungen in der TMAZ bilden, welche das Gefüge verzerren und damit die Charakterisierung der Mikrostruktur und die EBSD-Messungen erschweren [17].

AW



HT

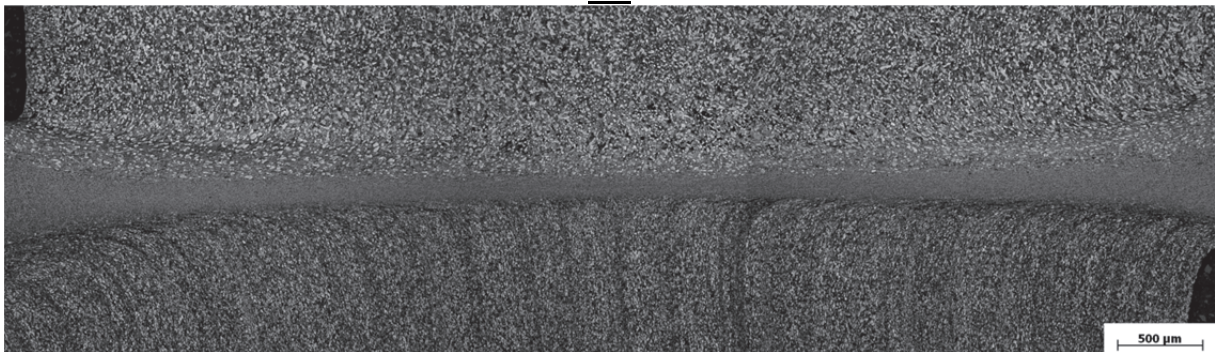


Bild 26: Schweißnaht (LM) der Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) Fügeverbindung in den Zuständen AW und HT.

Ein Vergleich der Mikrostruktur in der Schweißnahtmitte in den Zuständen AW und HT ist in höheren Vergrößerungen in Bild 27 dargestellt. Auch hier ist jeweils oben das Ti-64D und unten das Ti-64MA abgebildet. In der linken Spalte ist der Zustand AW, in der rechten der Zustand HT zu sehen. Die Bilder sind von oben nach unten mit aufsteigender Vergrößerung dargestellt. Vergleicht man die Zustände AW und HT, fällt auf, dass die Wärmebehandlung eine helle Phase in der CWZ hervorhebt.



AW

HT

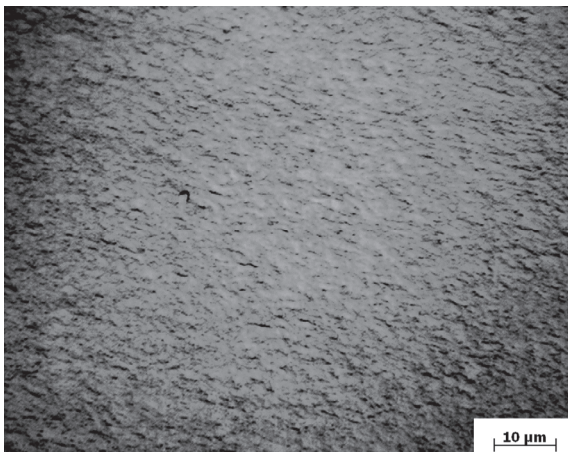
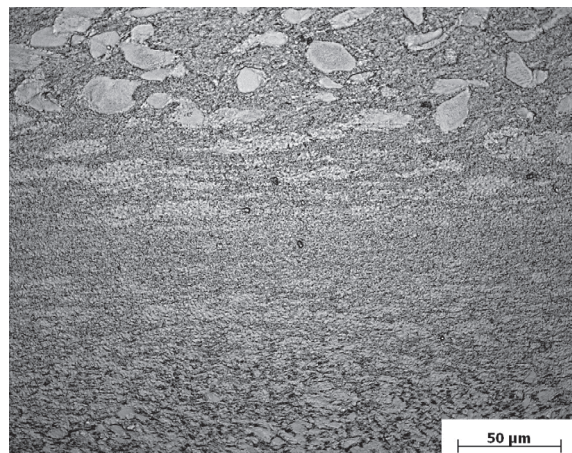
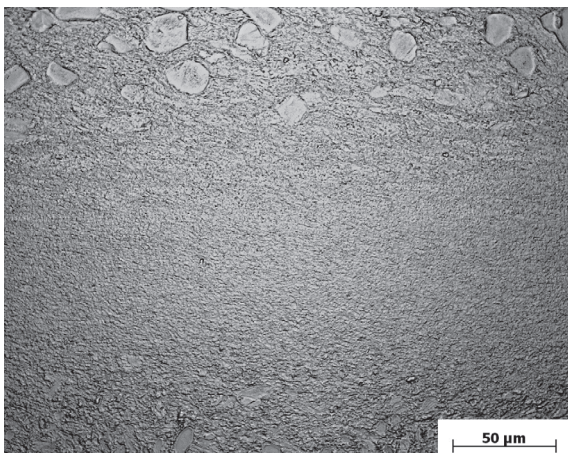
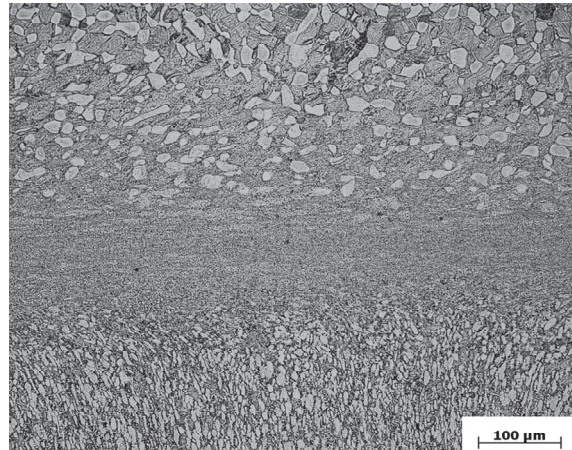
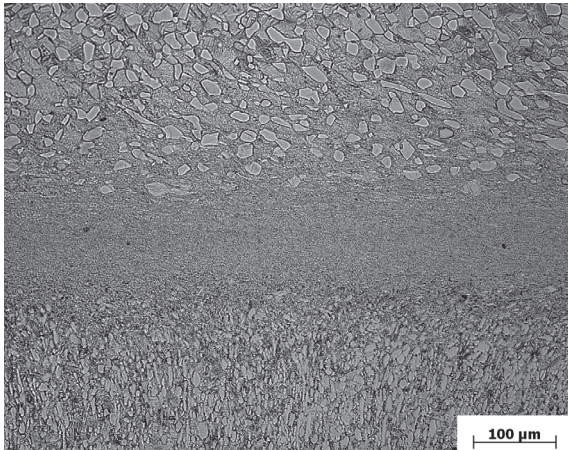


Bild 27: Mikrostruktur (LM) der Schweißnahtmitte der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) in unterschiedlichen Vergrößerungen.

Es wird vermutet, dass es sich bei den hellen Bereichen um Rückstände der primären  $\alpha$ -Phase handelt. Dabei sind die hellen Bereiche nicht als eigenständige Phasen zu betrachten, sondern als Bereiche mit hoher Aluminiumkonzentration, da keine vollständige Homogenisierung oberhalb des  $\beta$ -Transus stattgefunden hat. Die Mikrostruktur in der CWZ kann anhand des Lichtmikroskops nicht identifiziert werden.



Es sind keine Hinweise auf eine Martensitbildung erkennbar. Ein ähnliches Gefüge ist bisher nur aus der Veröffentlichung von Li et al. bekannt [13]. Aufgrund der Bilder lässt sich die CWZ insgesamt auf ca. 100  $\mu\text{m}$  eingrenzen, bevor sie in den teilrekristallisierten Bereich der TMAZ übergeht. Die Breite der TMAZ beträgt auf beiden Seiten ca. 150  $\mu\text{m}$ . Eine HAZ ist nicht erkennbar.

Betrachtet man die Mikrostruktur der CWZ im Randbereich der Schweißnaht im Übergang zum Wulst, ist eine unterschiedliche Mikrostruktur erkennbar (Bild 28). Ähnlich wie in den Arbeiten der Autoren Wanjara, Karadge, Frankel, Romero und Guo [11, 12, 15, 16, 17], kann das Gefüge als lattenförmiger  $\alpha'$ -Martensit charakterisiert werden. Die Martensitbildung setzt eine vorangegangene Umwandlung im  $\beta$ -Gebiet voraus.

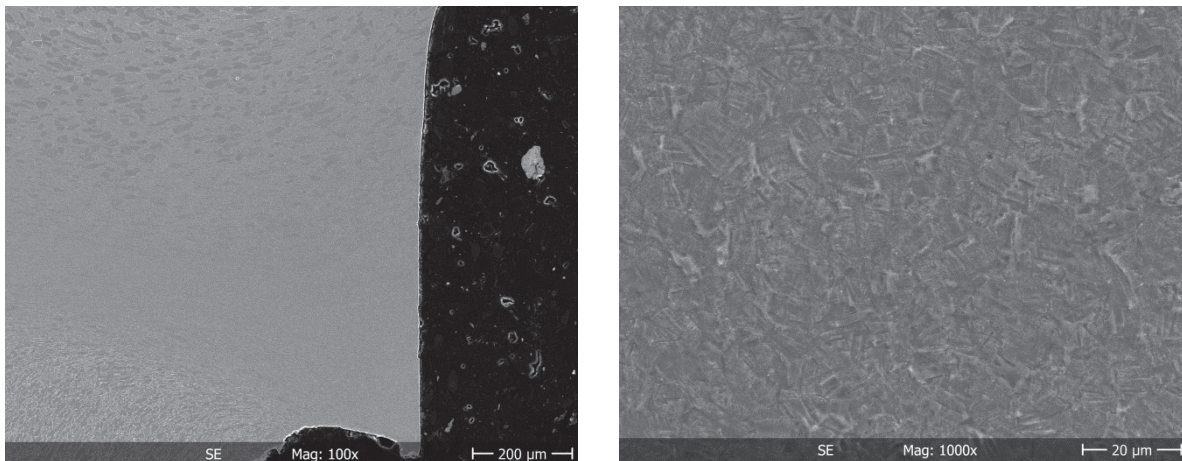


Bild 28: Mikrostruktur (REM) der CWZ im Randbereich der Schweißnaht der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben).

## 9.2 Ti-64MA/ Ti-6246

Die makroskopischen Aufnahmen der Schweißverbindung Ti-64MA/Ti-6246 sind in Bild 29 zu sehen. Oben ist das Ti-6246, unten das Ti-64MA abgebildet. Auf der linken Seite ist der Zustand AW und auf der rechten Seite der Zustand HT.

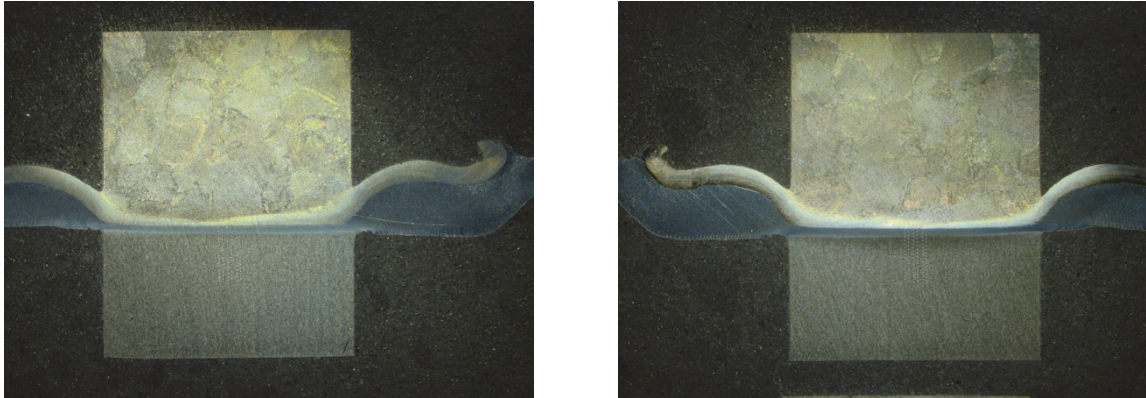
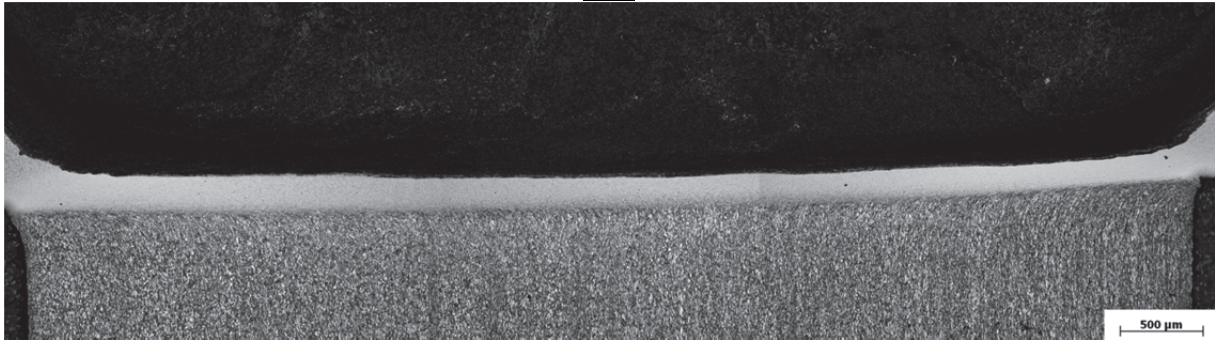


Bild 29: Übersichtsaufnahmen (DM) der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in den Zuständen AW (links) und HT (rechts).

Auf den Bildern wird deutlich, dass ein größeres Volumen des Werkstoffs Ti-64MA verdrängt wurde, was auf die geringere Festigkeit zurückgeführt werden kann. Aufgrund der höheren Warmfestigkeit des Ti-6246 ist der Randbereich bzw. der Wulstaustritt stärker ausgeprägt. Es zeigt sich, dass das Ti-64MA leichter verdrängt werden konnte. Die unterschiedliche Reaktion der Werkstoffe auf das Kroll-Reagenz führte zu einer stärkeren Ätzung des Ti-64MA, welches dadurch dunkler erscheint. Im Vergleich zum Ti-6246 im Bereich der Schweißlinie in den Zuständen AW und HT fällt auf, dass das Material im Zustand HT stärker durch die Ätzung angegriffen wurde.

In Bild 30 ist die gesamte Schweißnaht in den Zuständen AW (oben) und HT (unten) abgebildet. Auf der Oberseite der Schweißung ist das Ti-6246 zu erkennen. Die Schweißlinie ist durch den starken Kontrast zwischen den beiden Werkstoffen klar erkennbar. Im Vergleich mit der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D ist die CWZ auf Seiten des Ti-64MA deutlich breiter. Während das Gefüge im Ti-64MA in beiden Zuständen deutlich sichtbar ist, sind die Gefügemerkmale des Ti-6246 erst nach der Wärmenachbehandlung zu erkennen. Eine makroskopisch sichtbare Veränderung der CWZ durch die Wärmenachbehandlung ist nicht zu erkennen. Eine Unterteilung der einzelnen Schweißzonen ist im Ti-6246 aufgrund des starken Kontrastes nicht möglich.

AW



HT

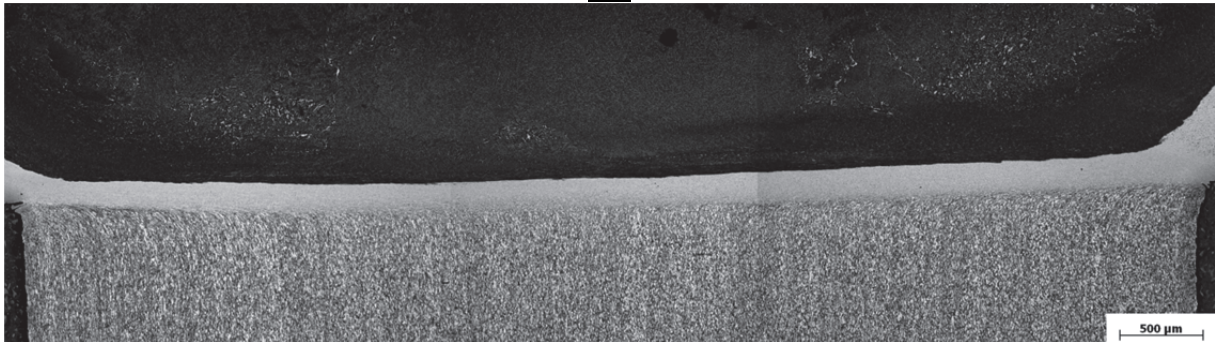


Bild 30: Schweißnaht (LM) der Ti-64MA (unten)/Ti-6246(oben) Fügeverbindung in den Zuständen AW und HT.

Ein Vergleich der Mikrostruktur in der Schweißnahtmitte in den Zuständen AW und HT ist in höheren Vergrößerungen in Bild 31 dargestellt. Auch hier ist jeweils oben das Ti-6246 und unten das Ti-64MA abgebildet. In der linken Spalte ist der Zustand AW, in der rechten der Zustand HT zu sehen. Die Bilder sind von oben nach unten mit aufsteigender Vergrößerung dargestellt. Bereits bei geringer Vergrößerung werden Verformungsspuren im Ti-6246 sichtbar. In einem Bereich bei ca. 100 µm Abstand von der Schweißlinie sind deformierte Primär- $\alpha$ -Nadeln sichtbar. Ein rekristallisierter Bereich ohne Anzeichen der Primär- $\alpha$ -Phase ist nicht erkennbar. Im Ti-64MA beträgt die Breite der CWZ ca. 150 µm und ist damit doppelt so breit wie in der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D. Eine Identifizierung der Mikrostruktur ist auch hier nicht möglich.



AW

HT

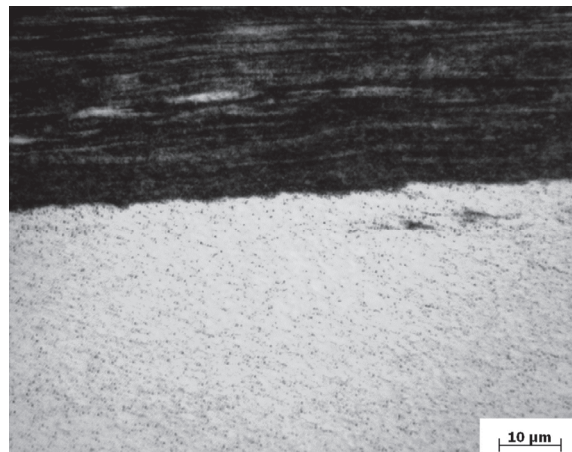
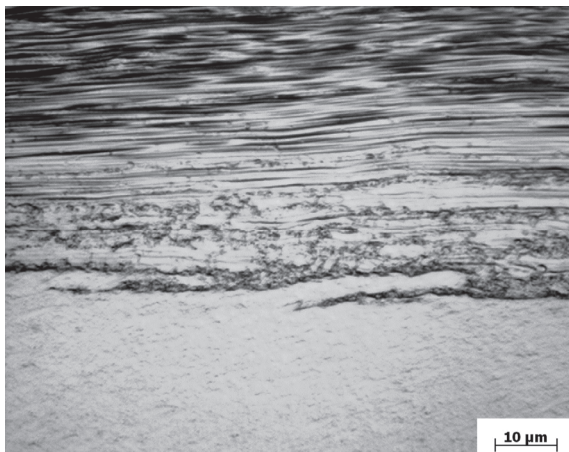
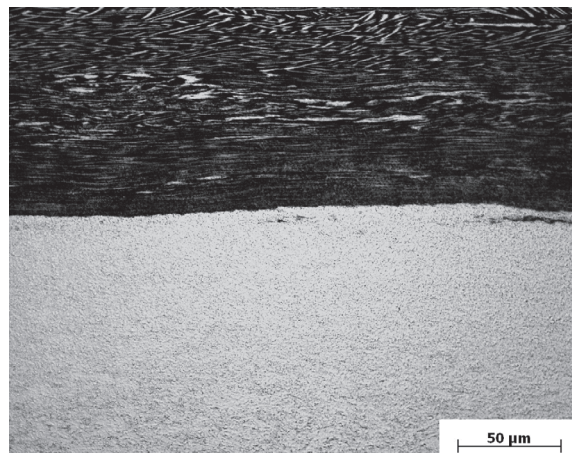
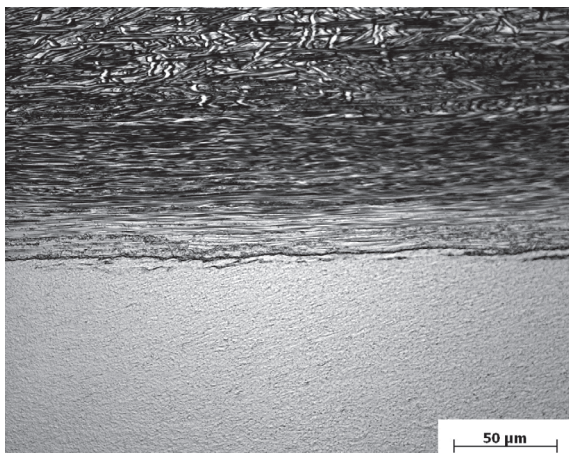
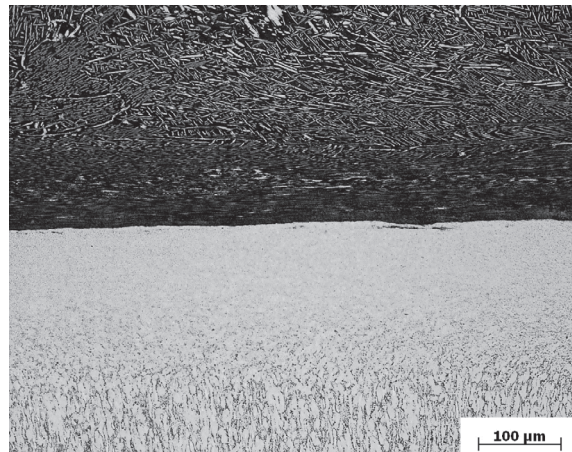
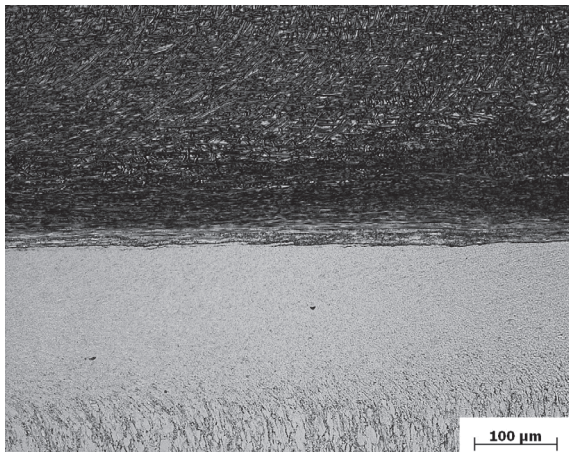


Bild 31: Mikrostruktur (LM) der Schweißnahtmitte der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in in unterschiedlichen Vergrößerungen.

Vergleicht man die Mikrostrukturentwicklung in der Schweißnahtmitte mit der Mikrostruktur im Wulst, sind deutliche Unterschiede erkennbar. Im Ti-6246 kann im Wulst und in der Schweißnahtmitte ein rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge identifiziert werden. Jedoch liegt in der Schweißnahtmitte ein feineres  $\beta$ -Gefüge vor als im Wulst. Die Gefüge ähneln den Beobachtungen von Attallah et al. Das  $\beta$ -Gefüge in der

Schweißnahtmitte ähnelt dem Gefüge der Schweißungen mit dem höchsten Reibdruck, das Gefüge im Wulst dem Gefüge der Schweißungen mit mittlerem Reibdruck [14]. Im Ti-64MA ist in der Schweißnahtmitte ein Gefüge zu erkennen, welches auch von Li et al. beobachtet worden ist und aufgrund der extremen Feinheit bisher noch nicht charakterisiert werden konnte [13]. Im Wulst kann ähnlich wie bei der Verbindung Ti-64D/Ti-64MA und in den Arbeiten der Autoren Wanjara, Karadge, Frankel, Romero und Guo [11, 12, 15, 16, 17] lattenförmiger  $\alpha'$ -Martensit identifiziert werden.

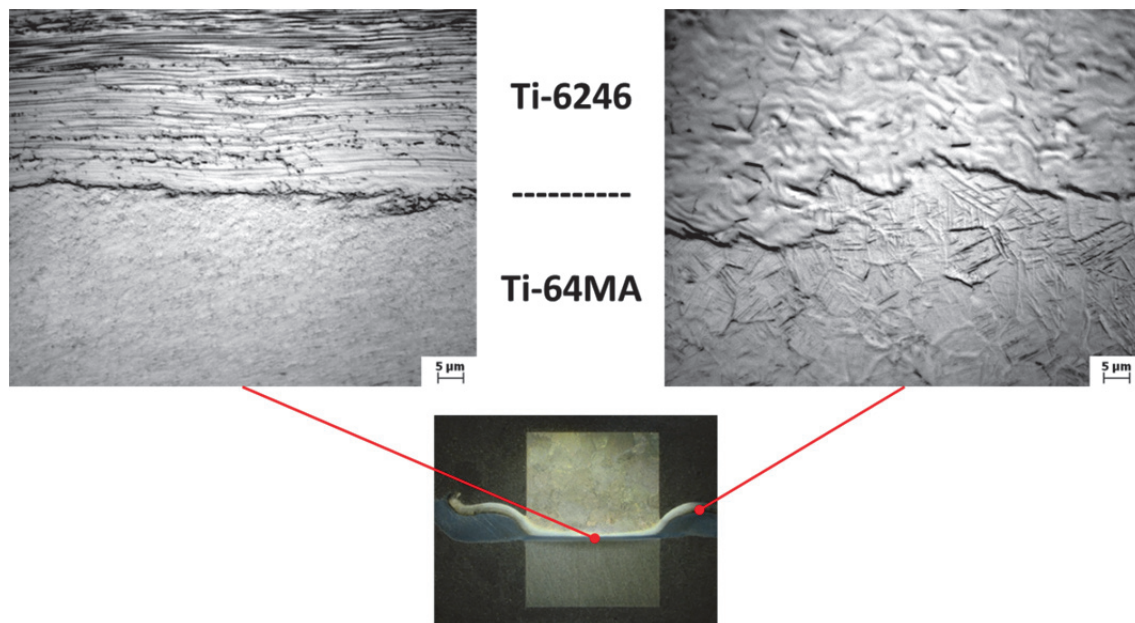


Bild 32: Vergleich der Mikrostrukturen (LM) in der CWZ der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in der Mitte der Schweißnaht (links) und im Wulst (rechts).

Die unterschiedliche Ausprägung der CWZ in der Schweißnahtmitte und im Wulst kann durch die unterschiedlichen Prozessstadien während der Reibphase erklärt werden. Am Anfang der Reibphase wird mit geringer Kraft gerieben. Weil durch den geringen Druck nur wenig Material verdrängt werden kann, ist die Schweißtemperatur in der Kontaktfläche vergleichsweise hoch. Erst durch die Erhöhung der Reibkraft wird der Druck auf ein Niveau gebracht, auf dem sich die Gleichgewichtsphase einstellen kann und das erwärmte Material unmittelbar verdrängt wird. Das Material im Wulst repräsentiert somit die Schweißbedingungen zu Beginn der Reibphase, das Material in der Schweißnahtmitte die Bedingungen zum Ende des Prozesses. Am Anfang ist die Schweißtemperatur hoch und die Umformkräfte sind niedrig. Beide Werkstoffe überschreiten den  $\beta$ -Transus. Das Ti-64MA wandelt in der Abkühlphase martensitisch um. Im Ti-6246 bleibt ein



rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge zurück, welches aufgrund der geringeren Umformarbeit weniger Rekristallisationszyklen erfahren hat als das Material in der Schweißnahtmitte und daher gröber ist. Zum Ende der Reibphase ist die Temperatur niedrig und der Druck hoch. Das Ti-64MA überschreitet den  $\beta$ -Transus nicht. Es entsteht ein sehr feinkörniges  $\alpha+\beta$ -Gefüge. Das Ti-6246 überschreitet den  $\beta$ -Transus. Aufgrund des höheren Druckes erfährt das Material mehr Rekristallisationszyklen, wodurch ein feineres rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge in der Schweißnahtmitte als im Wulst entsteht. Diese Beobachtungen erlauben die Annahme, dass die Schweißtemperatur am Ende der Reibphase zwischen den  $\beta$ -Transus-Temperaturen beider Legierungen gelegen haben muss, da das Ti-64MA nicht martensitisch umwandelt, jedoch im Ti-6246 ein  $\beta$ -Gefüge zurückbleibt. Demnach müsste die Temperatur am Ende der Reibphase zwischen 940 °C und 995 °C gelegen haben.

## 10 Mikrohärte

Die Messung des Mikrohärteverlaufs ist ein Standardverfahren für die Charakterisierung von Reibschweißverbindungen. Durch Härteunterschiede zwischen Grundmaterial und Schweißzone kann zum einen die Wärmeeinflusszone eingegrenzt werden und zum anderen können Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge durch die Mikrostrukturentwicklung in der Schweißzone nachgewiesen werden. Zur Interpretation des Härteverlaufs eignet sich daher eine Darstellung der Mikrohärte im direkten Zusammenhang mit der Mikrostruktur. Auf diese Weise können Härteunterschiede mit der Mikrostrukturentwicklung in CWZ, TMAZ und HAZ verknüpft werden. Bild 33 zeigt beispielhaft die Schweißverbindung Ti-64MA/Ti-6246. Die rote Kurve gibt einen exemplarischen Härteverlauf wider, wie er bei einer Schweißverbindung zweier ausscheidungsgehärteter Werkstoffe auftreten könnte. Die schwarze Linie stellt das Grundhärteniveau dar. Der Härteanstieg in der CWZ und der TMAZ könnte durch Kornfeinung, Kaltverformung und Eigenspannungen erklärt werden. In der HAZ kann die Schweißwärme zur Auflösung der Ausscheidungsteilchen führen, was in einen Härteabfall münden kann. Gleichzeitig stellt die rote Linie ein Eigenspannungsprofil dar, wie es bei Titanlegierungen aus der Literatur bekannt ist [10, 15, 16]. In der CWZ und Teilen der TMAZ bilden sich Zugeigenspannungen. Im weiteren Verlauf der TMAZ in Richtung des Grundmaterials entstehen Druckeigenspannungen. Unterhalb des Bildes ist angedeutet, welche mikrostrukturellen Effekte in einer Reibschweißverbindung auftreten können und in welchen Bereichen der Schweißzone sie zu erwarten sind.

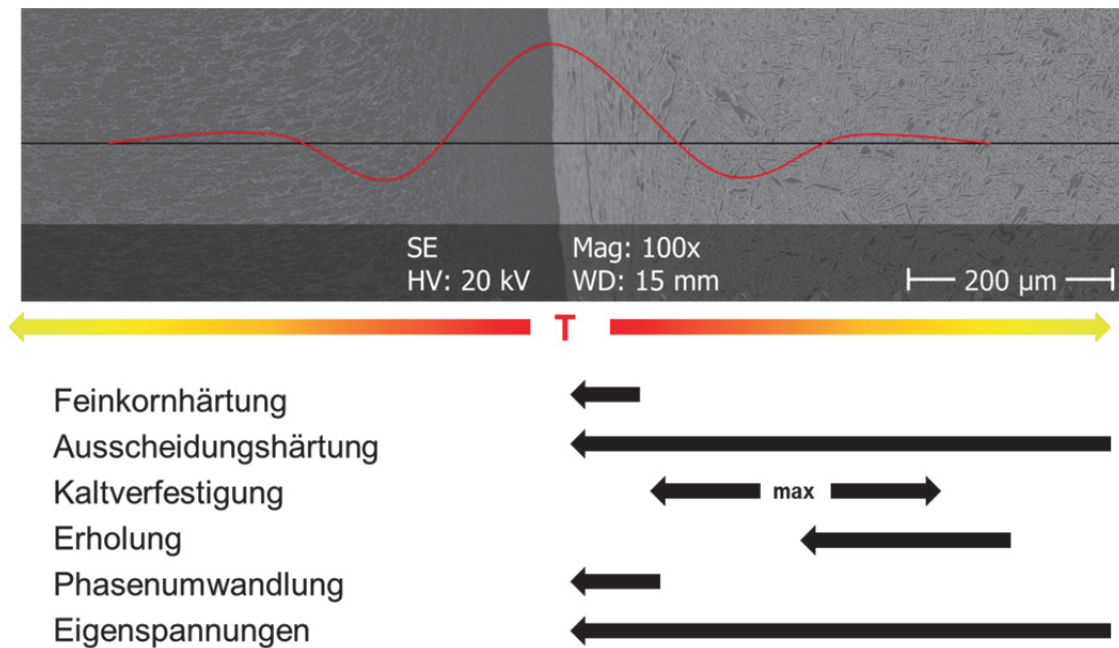


Bild 33: Mikrostrukturelle Einflüsse auf den Mikrohärteverlauf in Reibschweißverbindungen.

Feinkornhärtung tritt durch die beim Reibschweißen ablaufende dynamische Rekristallisation in der CWZ und dem teilrekristallisierten Bereich der TMAZ auf. Ausscheidungshärtung kann in der gesamten Wärmeeinflusszone auftreten bzw. durch die Schweißwärme beeinflusst werden. Ausscheidungen können beim Verschweißen übersättigter Mischkristalle entstehen oder sich bei ausgehärteten Werkstoffen in Abhängigkeit der Temperaturzone auflösen oder vergrößern. Die Kaltverfestigung ist der Motor der dynamischen Rekristallisation in der CWZ, wird aber weitestgehend abgebaut. In Richtung der TMAZ bzw. abfallender Temperatur nimmt die Kaltverfestigung zu, da weniger Kaltarbeit durch Rekristallisation abgebaut werden kann. Am Übergang zwischen dem teilrekristallisierten Bereich in den lediglich verformten Bereich der TMAZ erreicht die Kaltverfestigung wahrscheinlich ein Maximum. Ab diesem Punkt setzt die Erholung ein. Aufgrund der geringeren Temperaturen ist hier die Kaltverformung weniger stark ausgeprägt, da die Festigkeit des Werkstoffs mit abnehmender Temperatur steigt. Bei Werkstoffen mit allotroper Phasenumwandlung können zusätzlich Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge durch Phasenumwandlungen in Bereichen, bei denen die Umwandlungstemperatur überschritten wird, stattfinden. Durch die Vorgänge beim Reibschweißen, die einer thermo-mechanischen Behandlung gleichzusetzen sind, kann insbesondere bei  $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen eine komplexe Mikrostrukturentwicklung auftreten, wie sie bereits in den Kapiteln 7.8 und 9 beschrieben wurde. Auch Eigenspannungen können den

Mikrohärteverlauf beeinflussen, sie sind jedoch nicht anhand der Mikrostruktur erkennbar. Die Schwierigkeit bei der exakten Interpretation der Einflüsse der einzelnen Effekte ist, dass sie sich gegenseitig überlagern. Dieses wird durch die schwarzen Pfeile in Bild 33 angedeutet. Auch in Hinblick auf Änderungen im Verlauf der Mikrohärte nach erfolgter Wärmenachbehandlung, die erneut zu Rekristallisation, Erholung, Phasenumwandlungen, Spannungsrelaxation, Ausscheidungsvorgängen und Kornwachstum führen kann, ist eine umfassende Charakterisierung notwendig.

Wanjara et al. beobachteten nach dem LFW von Ti-64MA einen Härteanstieg in der CWZ, der durch die Bildung eines Widmanstättengefüges innerhalb der rekristallisierten  $\beta$ -Phase erklärt wird. Somit wird der Härteanstieg durch Feinkornhärtung und die aus dem feinen  $\beta$ -Korn resultierende Bildung feiner  $\alpha$ -Platten begründet. Eine entsprechende Festigkeitssteigerung durch die Bildung eines feinen Widmanstättengefüges aus einem feinen  $\beta$ -Gefüge bei hohen Abkühlraten konnte bereits von Ivasishin und Lütjering [38] beobachtet werden. Als eine weitere Erklärung werden Eigenspannungen angeführt, die von Daymond und Bonner in einer Ti-64-LFW-Verbindung gemessen wurden. Des Weiteren beobachteten die Autoren einen Härteabfall in der TMAZ, der mit dem Vermischen des zeitigen Ausgangsmaterials als Folge des Ineinanderfließens von Gefügebereichen unterschiedlicher Härte erklärt wird. [11]

Li et al. beobachteten einen Härteanstieg, der vom Grundmaterial über die TMAZ bis hin zur CWZ zunahm. Ein Härteabfall konnte nicht beobachtet werden. Der Härteanstieg wird durch die Kornfeinung in CWZ und Teilen der TMAZ erklärt. [13]

Attallah et al. stellten nach dem LFW von Ti-6246 einen geringen Abfall der Mikrohärte in der CWZ fest, da das verschweißte Ti-6246 im ausgelagerten Zustand vorlag. Die Verringerung der Schweißnahtbreite durch die Erhöhung des Reibdrucks konnte anhand der Mikrohärteverläufe bestätigt werden. Die Wärmenachbehandlung führte zu einem drastischen Anstieg der Mikrohärte durch die Ausscheidung von  $\alpha$  in den  $\beta$ -Körnern. [14]

Romero et al. konnten im Rahmen von Mikrohärtemessungen ebenfalls eine geringere Schweißnahtbreite durch erhöhte Reibdrücke in der LFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D feststellen. In der CWZ wurde nach dem Schweißen ein Härteanstieg gemessen, welcher in Übereinstimmung mit Wanjara et al. [11] durch die

Kornfeinung und die Bildung eines feinen Widmanstättengefüges begründet wird. [16]

Die Ergebnisse der Mikrohärtemessungen von Guo et al. an der Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 decken sich mit den Beobachtungen von Wanjara und Romero im Ti-64 [11, 16] und von Attallah im Ti-6246 [14]. Auf der Ti-64MA-Seite kommt es aufgrund der Kornfeinung im  $\beta$ -Gebiet und der Bildung eines feinen Widmanstättengefüges zu einem Härteanstieg in der CWZ. Im Ti-6246 ist ein Härteabfall durch die Auflösung der sekundären  $\alpha$ -Phase und die Bildung eines rekristallisierten  $\beta$ -Gefüges in der CWZ erkennbar. Im Ti-6246 bildet sich im Gegensatz zum Ti-64 eine deutliche HAZ aus, da die Legierung durch die stark festigkeitssteigernden, sekundären  $\alpha$ -Phasen wesentlich empfindlicher auf die Schweißwärme reagiert. Während die Wärmenachbehandlung nur wenig Einfluss auf die Mikrohärte im Ti-64 hat, kommt es durch die Bildung feiner  $\alpha$ -Ausscheidungen in der  $\beta$ -Struktur des Ti-6246 zu einem deutlichen Härteanstieg in der CWZ. Auch die TMAZ und HAZ wird durch das erneute Ausscheiden bzw. durch die Zurückbildung der sekundären  $\alpha$ -Ausscheidung härter. [17]

In der zweiten Veröffentlichung von Guo et al. wurde die Mikrohärte in einer artgleichen Ti-6246-Verbindung gemessen. Der Härteabfall in der CWZ im Zustand AW wird mit der martensitischen Umwandlung von  $\beta$  in die vergleichsweise weiche orthorhombische  $\alpha'$ -Phase erklärt. Der Härteanstieg nach der Wärmenachbehandlung wird mit der Umwandlung der  $\alpha'$ -Phase in ein  $\alpha+\beta$ -Gleichgewichtsgefüge erklärt. [18]

Die im Folgenden dargestellten Ergebnisse der Mikrohärtemessungen an den Verbindungen Ti-64MA/Ti-64D und Ti-64MA/Ti-6246 konnten nur Anhand der Mikrostrukturanalyse interpretiert werden. Eine Messung der Defektdichte durch PAS (Positronen Annihilations Spektroskopie) zur näheren Eingrenzung der Effekte Kaltverfestigung und Erholung [39, 40] sowie die Messung der Konzentration an Ausscheidungsteilchen durch SAXS (Small Angle X-ray Scattering) sind geplant, konnten aber bisher nicht umgesetzt werden. Darüber hinaus sind Eigenspannungsmessungen vorgesehen, um metallphysikalische Vorgänge und die Entwicklung der Mikrohärte vollständig verstehen zu können.

### 10.1 Ti-64MA/Ti-64D

Die Mikrostruktur der Schweißverbindung Ti-64MA/Ti-64D ist gemeinsam mit dem Mikrohärteverlauf in Bild 34 dargestellt. Links auf dem Bild ist das Ti-64MA und rechts das Ti-64D zu erkennen. Das Gefügebild zeigt die Mikrostruktur im wärmenachbehandelten Zustand. Auf beiden Seiten ist bei ca. 500  $\mu\text{m}$  Abstand von der Schweißnaht das Grundhärtenniveau von ca. 350 HV 0.1 erreicht. Die CWZ erstreckt sich beidseitig ca. 50  $\mu\text{m}$  von dem Nullpunkt der  $x$ -Achse. Die durch plastische Deformation gekennzeichnete TMAZ ist beidseitig bis zu einem Abstand von ca. 300  $\mu\text{m}$  sichtbar. Eine HAZ ist nicht zu erkennen.

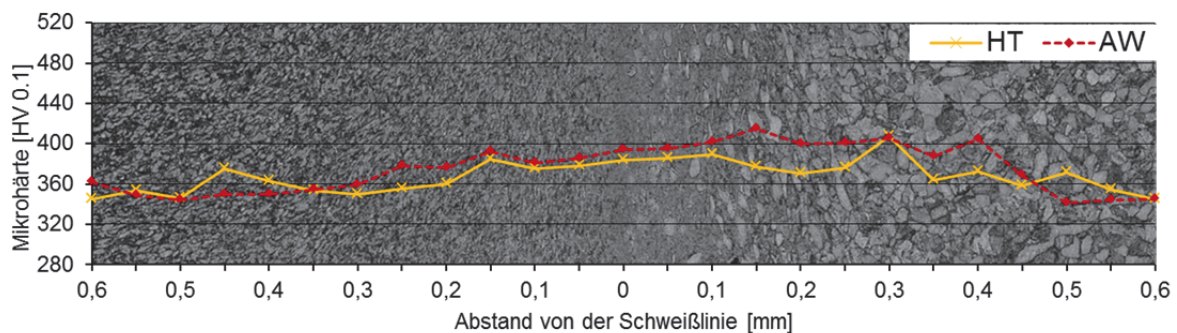


Bild 34: Mikrostruktur (LM) und Mikrohärte in Abhängigkeit vom Abstand von der Schweißlinie, Ti-64MA (links) und Ti-64D (rechts).

Die Mikrohärteverläufe sind für den geschweißten Zustand AW und den wärmenachbehandelten Zustand HT dargestellt. Die Kurven stammen von jeweils 3 Messreihen aus der Mitte einer Schweißprobe. In Bild 34 erfolgt die Darstellung lediglich in  $\pm 0,6$  mm von der Schweißlinie, da bei 0,5 mm bei beiden Werkstoffen das Grundhärtenniveau erreicht ist und damit die Schweißzone mit ca. 1 mm Breite vollständig erfasst ist. Beide Werkstoffzustände zeigen einen ähnlichen Härteverlauf. In der CWZ erreichen die Materialien ein im Vergleich zum Grundmaterial höheres Härteniveau, was unter anderem durch die sehr feine Mikrostruktur begründet werden kann. Einflüsse durch Phasenumwandlungen und vorhandene Eigenspannungen können auch zu einem Härteanstieg beitragen. Das Härteniveau im Zustand HT ist etwas geringer als im Zustand AW. Eine Spannungsrelaxation oder die Umwandlung metastabiler Phasen wie bspw. Martensit können zum Teil auch gegensätzlich die Härte beeinflussen. Bei ca. 150  $\mu\text{m}$  ist beidseitig ein Peak zu erkennen. Es ist denkbar, dass ab diesem Punkt die Wärme bzw. der Umformgrad nicht mehr ausreicht, um die Verfestigung durch Rekristallisation abzubauen. Gemäß dieser Theorie wäre die Versetzungsdichte an diesem Punkt am höchsten. Im

weiteren Verlauf der TMAZ fällt die Härte zunehmend ab, da hier eine geringere Temperatur während des Schweißens vorlag und das dadurch vergleichsweise feste Material einen geringeren Umformgrad erfahren hat. Der Härteverlauf erreicht bei ca. 500  $\mu\text{m}$  Grundhärteniveau. Ab diesem Punkt wurde die Härte der Werkstoffe nicht durch den Schweißprozess beeinträchtigt. Eine HAZ ist auch unter Zuhilfenahme des Härteverlaufs nicht erkennbar. Die Wärmenachbehandlung führt in der TMAZ beidseitig zu einer Verschiebung des Mikrohärteverlaufs zu geringeren Werten. Kristallerholung und der Abbau von Eigenspannungen können Gründe für diese Beobachtung sein. Bei ca. 450  $\mu\text{m}$  kommt es beidseitig zu einer Überschneidung der Mikrohärteverläufe. Mögliche Ursachen für dieses Ergebnis sind derzeit nicht bekannt. Die Streuung der Mikrohärteprofile kann durch die zweiphasigen Mikrostrukturen erklärt werden.

### **10.2 Ti-64MA/Ti-6246**

Die Mikrostruktur der Schweißverbindung Ti-64MA/Ti-6246 ist gemeinsam mit dem Mikrohärteverlauf in Bild 35 dargestellt. Auf der linken Seite ist das Ti-64MA, auf der rechten das Ti-6246 abgebildet. Das Gefügebild zeigt die Mikrostruktur im wärmenachbehandelten Zustand. In der Mitte ist die Schweißlinie erkennbar, die das dunkle Ti-6246 von dem hellen Ti-64MA trennt. In einem Bereich von ca. 200  $\mu\text{m}$  ist auf Seiten des Ti-64MA die CWZ zu erkennen, die sich hellgrau von dem Grundgefüge abgrenzt. In dem Bereich zwischen 0,25 und 0,35 mm sind deutliche Verformungsspuren sichtbar, die den Bereich als thermo-mechanisch beeinflusste Zone (TMAZ) kennzeichnen. In weiterem Abstand von der Schweißlinie sind keine Gefügeänderungen durch den Schweißprozess und die Wärmenachbehandlung erkennbar. Auf Seiten des Ti-6246 ist keine CWZ erkennbar. Die TMAZ erstreckt sich bis zu einem Abstand von 300  $\mu\text{m}$  von der Schweißlinie. In diesem Gefüge ist auch eine Wärmeeinflusszone (HAZ) zu sehen. Von 1,5 bis 0,3 mm wird das Gefüge zunehmend dunkler, was auf die zunehmende Auflösung der primären  $\alpha$ -Phasen in Richtung der Schweißlinie zurückgeführt werden kann.

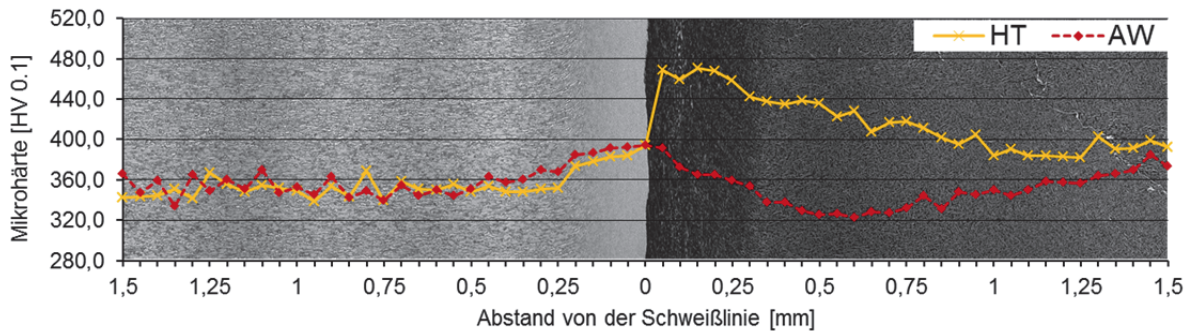


Bild 35: Mikrostruktur (LM) und Mikrohärte in Abhängigkeit vom Abstand von der Schweißlinie, Ti-64MA (links) und Ti-6246 (rechts).

Die Mikrohärteverläufe sind für den geschweißten Zustand AW und den wärmenachbehandelten Zustand HT dargestellt. Die Kurven stammen von jeweils 3 Messreihen aus der Mitte jeweils einer Schweißprobe. Auf Seiten des Ti-64MA steigt die Härte ab einem Abstand von 500  $\mu\text{m}$  vom Grundhärteniveau von ca. 350 HV 0.1 auf über 390 HV 0.1 an, was unter anderem mit der sehr feinen Mikrostruktur begründet werden kann. Einflüsse durch Phasenumwandlungen und vorhandene Eigenspannungen können auch zu einem Härteanstieg beitragen. Auf Seiten des Ti-6246 kommt es zu einem Härteabfall im Abstand von 1,5 mm von der Schweißlinie. Die Härte fällt vom Grundhärteniveau von ca. 380 HV 0.1 auf ein Minimum von 320 HV 0.1 im Abstand von ca. 0,6 mm von der Schweißlinie. Grund für den Härteabfall ist vermutlich die Auflösung der sekundären  $\alpha$ -Phase. Von da aus steigt die Härte bis zur Schweißlinie bis leicht über das Grundhärteniveau an, was mit Kaltverfestigung und durch das Vorhandensein von Eigenspannungen erklärt werden kann. Die gelbe Kurve gibt die Mikrohärte im wärmenachbehandelten Zustand wieder. Auf Seiten des Ti-64MA führt die Wärmenachbehandlung durch Kristallerholung und den Abbau von Eigenspannungen zu einer Verschiebung des Mikrohärteverlaufs zu geringeren Werten. Auf Seiten des Ti-6246 kommt es zu einem drastischen Härteanstieg in unmittelbarer Nähe der Schweißlinie von 390 auf ca. 470 HV 0.1. Als Ursache wird die Ausscheidung feindisperser sekundärer  $\alpha$ -Phase vermutet. Von hier aus fällt die Härte gleichmäßig ab, bis sie bei 1,5 mm Abstand von der Schweißlinie wieder Grundhärteniveau erreicht hat.



## 11 EBSD

Bei einer EBSD-Messung werden Elektronen-Beugungsmuster einzelner Punkte auf einer Probe, durch einen Vergleich mit charakteristischen Rückstreu-Kikuchi-Mustern, einer Phase und ihrer kristallographischen Richtung innerhalb eines Orientierungsverteilungsraums zugeordnet. Abweichungen der kristallographischen Orientierung benachbarter Punkte oberhalb eines festgelegten Prozentsatzes werden als Korngrenzen interpretiert. Jeder kristallographischen Richtung wird eine Farbe zugeordnet und die Körner in den der Orientierung entsprechenden Farben dargestellt. Somit ist die Darstellung der Mikrostruktur anhand des Gefüges möglich [41].

Inverse Pole Figure Maps (IPF-Maps) werden verwendet, um die kristallographische Orientierung in stark texturierten Materialien darzustellen sowie bevorzugte Orientierungen einer Mikrostruktur in einer bestimmten Probenrichtung zu messen [42]. Bild 36 zeigt die IPF-Map der Schweißzone der Verbindung Ti-64MA (rechts)/Ti-64D (links). Auf der rechten Seite sind die IPFs (Inverse Pole Figure) für die  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase dargestellt, um die in falschfarben dargestellten Körner ihrer jeweiligen kristallographischen Orientierung zuordnen zu können.

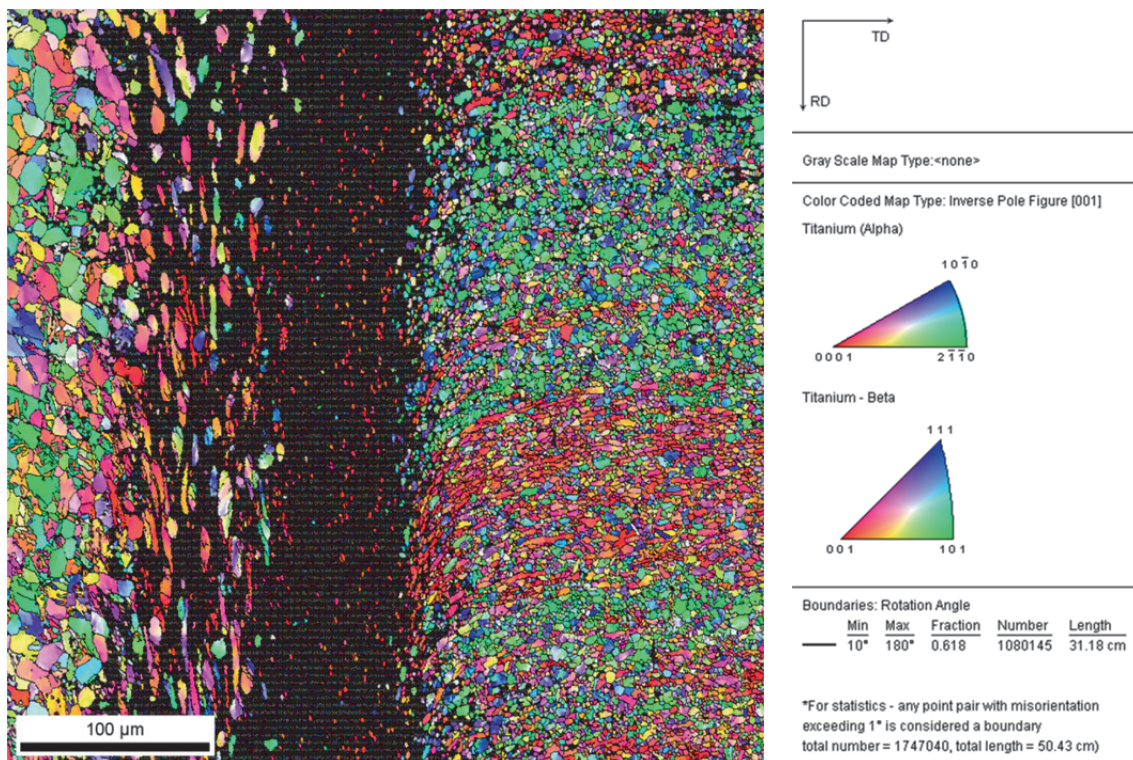


Bild 36: IPF (EBSD) der Schweißzone der Verbindung Ti-64MA (rechts)/Ti-64D (links).

Der schwarze Bereich in der Mitte der IPF-Map, in der nur vereinzelte farblich gekennzeichnete Körner zu sehen sind, ist die CWZ. Auch in den benachbarten Übergängen in die TMAZ beider Werkstoffe sind Bereiche zu erkennen, denen keine Orientierung zugeordnet werden konnte. In diesen Bereichen konnten keine charakteristischen Kikuchi-Linien gemessen werden, wodurch keine Information über das Gefüge und die Textur vorliegt. Durch eine Messung mit höherer Auflösung konnten zwar Körner sichtbar gemacht werden, eine Charakterisierung der Mikrostruktur in der CWZ ist dennoch nicht möglich (Bild 37).

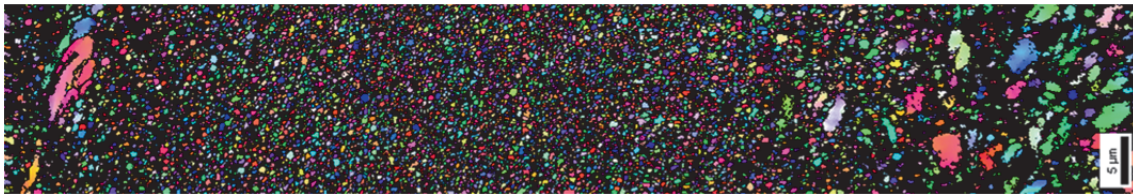


Bild 37: EBSD-Messung in der CZW bei höherer Auflösung.

Während im Ti-64D (links) eine homogene Orientierungsverteilung festgestellt werden kann, ist die Textur des Ti-64MA (rechts) durch Bänder unterschiedlicher Texturierung charakterisiert. Für den Vergleich der Texturentwicklung durch die unterschiedliche Relativbewegung beim Linear- und Orbital-Reibschweißen wurde der Fokus auf den stark deformierten Bereich im Übergang zwischen CWZ und TMAZ gelegt, da in diesem Bereich eine ausgeprägte Texturentwicklung durch die starke Deformation am ehesten zu erwarten ist. Aufgrund des homogenen und besser definierbaren Gefüges wurden die Untersuchungen auf das Ti-64D beschränkt. Im Ti-64D wird ausschließlich die primäre  $\alpha$ -Phase betrachtet, da die lamellaren Bereiche aufgrund der starken Deformation keine auswertbaren Signale geliefert haben, wodurch die Schwarzfärbung um die deformierten  $\alpha$ -Körner erklärt werden kann. Bild 38 zeigt die Schweißzone als ein aus den Messdaten generiertes Gefügebild (Image Quality Map). Das Bild belegt, dass es sich bei den deformierten Körnern im Übergang zwischen CWZ und TMAZ um die primäre  $\alpha$ -Phase des Ti-64D handelt.

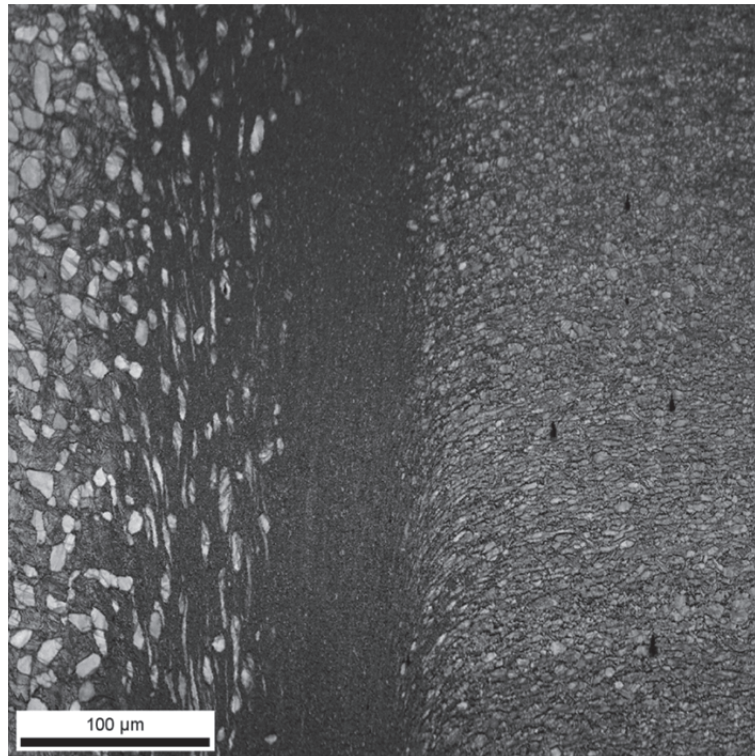


Bild 38: Image Quality Map (EBSD) der Schweißzone der Verbindung Ti-64MA (rechts)/Ti-64D (links). EBSD-Messungen ermöglichen die Auswertung der Textur anhand von Polfiguren, die aus der Orientierungsverteilungsfunktion (ODF) des betrachteten Gefüges für einzelne kristallographische Richtungen extrahiert werden können. Aufgrund der nicht messbaren Bereiche und der geringen Anzahl an  $\alpha$ -Körnern in dem betrachteten Bereich war es nicht möglich, eine Orientierungsverteilungsfunktion zu berechnen und die Textur anhand von Polfiguren darzustellen bzw. zu vergleichen. Aus diesem Grund wird im Folgenden die Texturentwicklung anhand der vorliegenden IPF-Maps interpretiert.

### 11.1 IPF-Maps der LFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D

Bild 39 zeigt die IPF-Maps der LFW-Verbindung, auf der linken Seite senkrecht zur Relativbewegung (xz-Ebene) und auf der rechten parallel zur Relativbewegung (yz-Ebene). Unterhalb der IPF-Maps sind die IPFs für die  $\alpha$ -Phase dargestellt. Auf der linken IPF-Map ist das Ti-64D auf der rechten Seite, auf der rechten IPF-Map auf der linken Seite. Beim Vergleich beider IPF-Maps fällt auf, dass deutliche Verformungsspuren lediglich in der Ebene parallel zur Relativbewegung sichtbar sind. Die  $\alpha$ -Körner scheinen in Fließrichtung des Wulstes verformt worden zu sein. In den verformten Körnern dominiert eine rötliche Färbung, die im Vergleich mit der IPF



der  $\{0001\}$ -Ebene entspricht, welche die Basal-Ebene und damit die Gleitebene des hexagonalen  $\alpha$ -Kristallgitters im Titan darstellt [34].

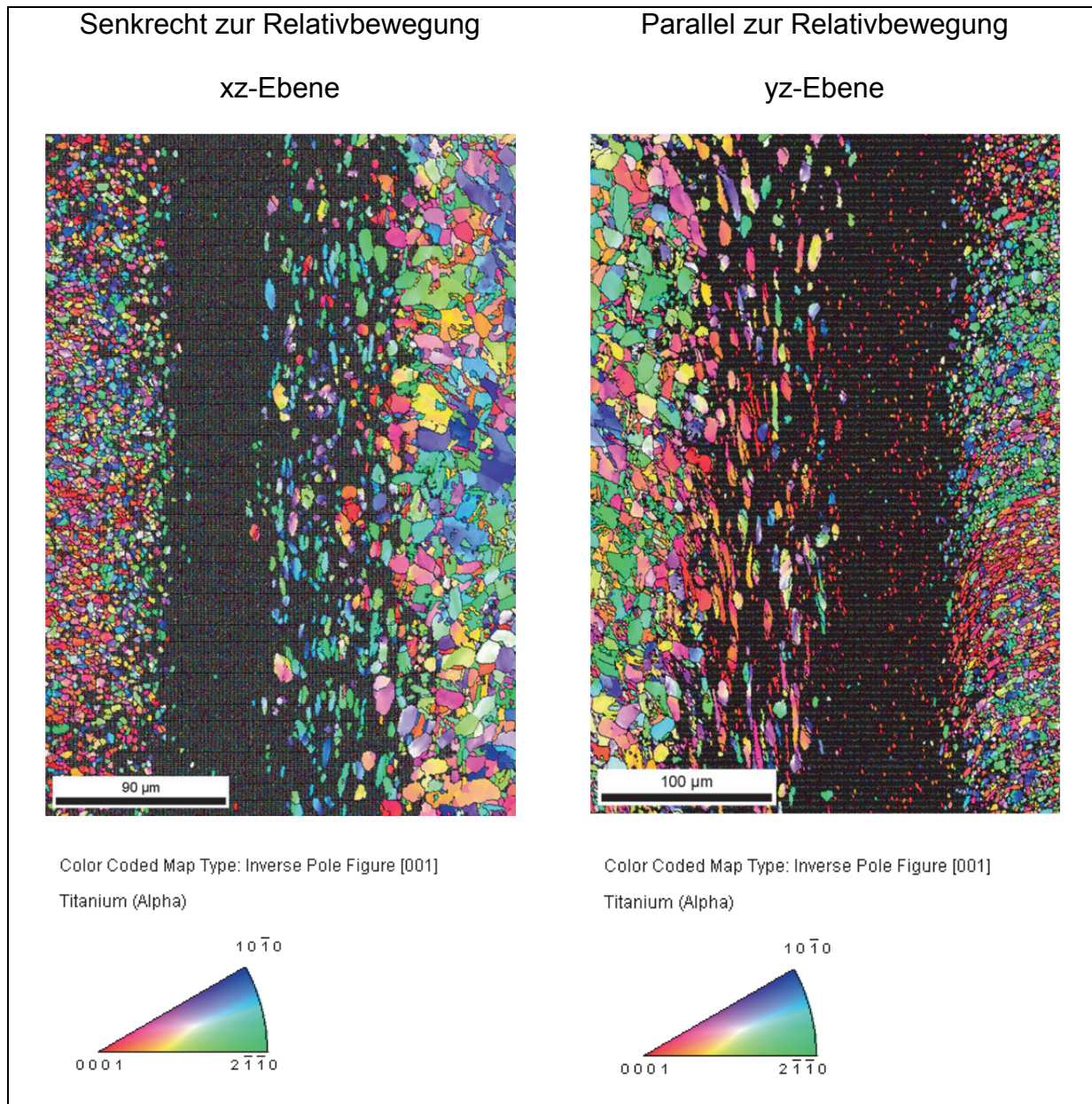


Bild 39: Vergleich der IPF-Maps (EBSD) der xz-Ebene (links) und yz-Ebene (rechts) der LFW-Verbindung.

Des Weiteren fällt auf, dass die  $\alpha$ -Körner, die in der CWZ in der yz-Ebene indiziert wurden, zum Großteil mit ihrer Basalebene senkrecht zur linearen Relativbewegung orientiert sind. In Bezug auf die Verformungsrichtung beim LFW würde die Verformungstextur innerhalb der TMAZ einer Transversaltextur entsprechen, welche sich bevorzugt bei Verformung unterhalb des  $\beta$ -Transus bildet [34].

Diese Beobachtungen stimmen mit den EBSD-Ergebnissen aus den Veröffentlichungen von Karadge und Guo [12, 17] überein. Karadge et al. fanden in

einer Ti-64MA/Ti-64D-Verbindung im Zustand HT ebenfalls eine transversale Textur in der CWZ und TMAZ, bei der sich die c-Achse der hexagonalen  $\alpha$ -Phase entlang der Schweißlinie ausgerichtet hat, aber transversal zur linearen Relativbewegung orientiert ist. Die verstärkte Ausbildung der Transversaltextur in der CWZ wird auf die Orientierungsbeziehung nach Burger während der  $\beta/\alpha$ -Umwandlung zurückgeführt [12]. Auch Guo et al. berichten über EBSD-Messungen in der CWZ, bei denen eine transversale Textur der  $\alpha$ -Phase gefunden wurde, bei der sich die (0001)-Ebene des hexagonalen Kristalls senkrecht zur Relativbewegung ausgerichtet hat. Das untersuchte Ti-64MA lag ebenfalls im Zustand HT vor [17].



### 11.2 IPF-Maps der MOFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D

Vergleicht man die IPF-Maps der MOFW-Verbindungen, sind keine deutlichen Unterschiede sichtbar (Bild 40).

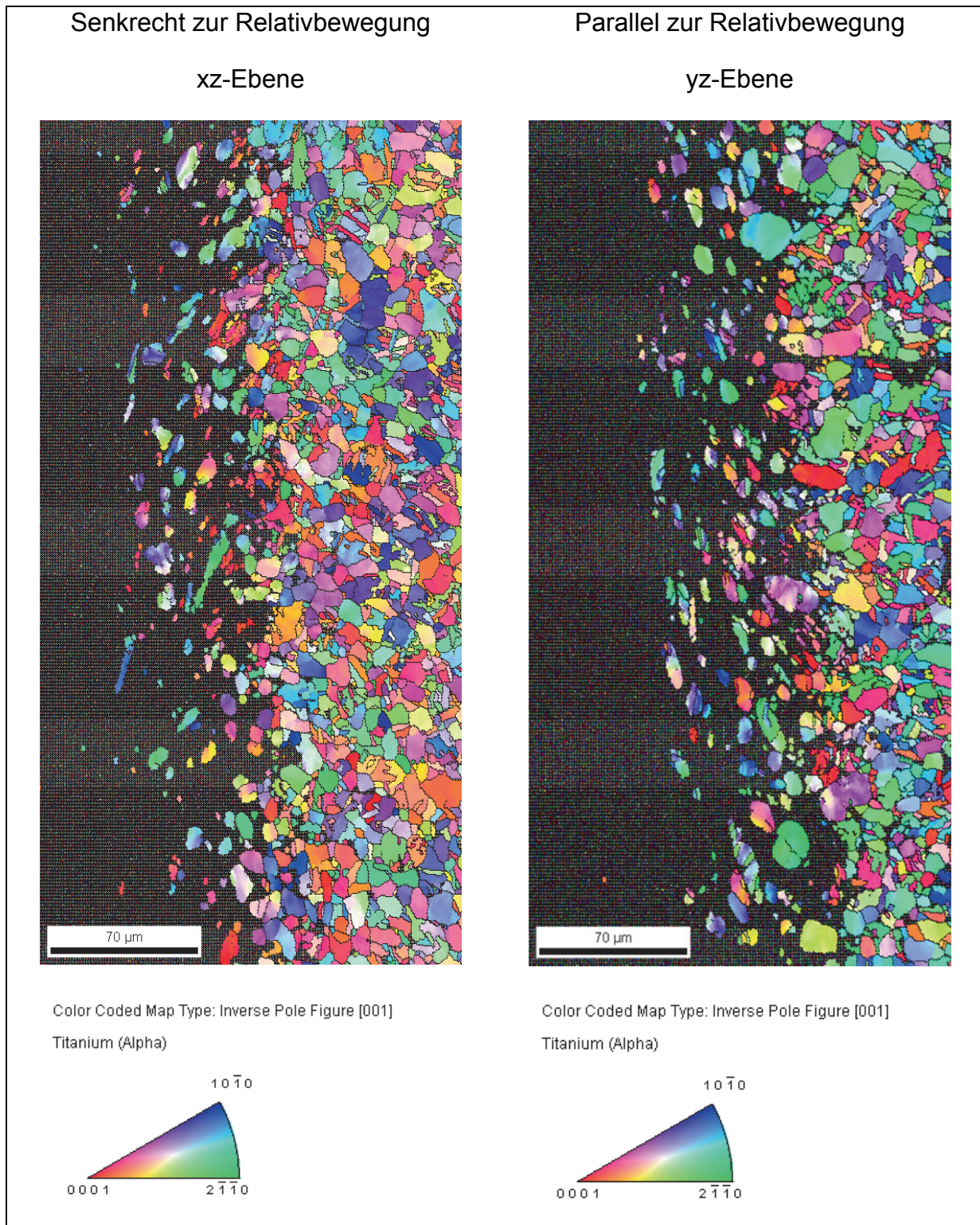


Bild 40: Vergleich der IPF-Maps (EBSD) der xz-Ebene (links) und yz-Ebene (rechts) der OFW-Verbindung.

Auch hier konnte die Struktur der CWZ und im Übergang zur TMAZ aufgrund der zu geringen Auflösung nicht analysiert werden. Im Übergang zur TMAZ sind auch deformierte primäre  $\alpha$ -Phasen zu erkennen, die jedoch im Vergleich mit den Beobachtungen nach dem LFW parallel zur Relativbewegung keine Vorzugsorientierung erkennen lassen. Senkrecht zur Relativbewegung ist eine Fließ-Textur in Richtung des unteren Bildrandes zu erkennen. Parallel zur Relativbewegung ist ein Fließen in Richtung des oberen Bildrandes zu erkennen. Im Vergleich mit den Ergebnissen nach dem LFW parallel zur Relativbewegung sind die  $\alpha$ -Körner deutlich weniger in Fließrichtung gestreckt.

## 12 Linear-Reibschweißen versus Orbital-Reibschweißen

Mit der Reibschweißanlage dyconn-100 ist es möglich, sowohl das Multiorbital- als auch das Linear-Reibschweißen durchzuführen. Während sich beim Multiorbital-Reibschweißen (MOFW) beide Schweißköpfe in gleichsinniger Richtung bewegen, kann durch eine entgegengesetzte Rotationsrichtung eine lineare Relativbewegung, wie beim Linearreibschweißen (LFW), abgebildet werden. Wird nur ein Schwingkopf bewegt, spricht man vom Orbital-Reibschweißen (OFW). Die Ergebnisse wurden im Rahmen einer Masterarbeit erarbeitet [43] und wurden bereits veröffentlicht [44].

### 12.1 Berechnungsmodell

Die Wärmeentwicklung beim Linear- und Multiorbital-Reibschweißen beruht auf dem gleichen Grundprinzip. Durch die Relativbewegung der Fügepartner und die anliegende Reibkraft entsteht in der Kontaktfläche eine Festkörperreibung, die in Wärme umgewandelt wird. Daher kann zum Vergleich beider Verfahren die umgesetzte Reibungsenergie  $E_R$  herangezogen werden, die sich aus dem Produkt aus Reibkraft  $F_R$  und Reibweg  $s_R$  ergibt [45].

$$E_R = F_R \cdot s_R \quad \left[ \frac{kg \cdot m^2}{s^2} \right] [J] \quad (1)$$

Der Reibweg ist das Produkt aus Relativgeschwindigkeit  $v_{rel}$  und der Zeit  $t$ . Der Quotient aus Reibungsenergie und Zeit ergibt die Reibleistung  $P_R$ .

$$P_R = \frac{E_R}{t} = F_R \cdot v_{rel} \quad \left[ \frac{kg \cdot m^2}{s^3} \right] [W] \quad (2)$$

Die tangential wirkende Reibkraft ergibt sich aus der anliegenden Normalkraft und dem Reibwert  $\mu$ , der vom Material, der Temperatur und der Oberflächenbeschaffenheit abhängig ist.

$$F_R = \mu \cdot F_N \quad \left[ \frac{kg \cdot m}{s^2} \right] [N] \quad (3)$$

Im Verlauf der Reibphase kommt es zu einer Temperaturerhöhung und der Einebnung der Oberflächen. Die daraus resultierende Änderung des Reibwertes konnte bisher noch nicht bestimmt werden. Es wird aber davon ausgegangen, dass der Reibwert im Verlauf der Reibphasen in beiden Prozessen ähnliche Werte annimmt.



Unter der Annahme, dass die Reibungsenergie  $E_R$  vollständig in Wärme umgewandelt wird, ergibt sich aus der Reibleistung, bezogen auf die theoretische Kontaktfläche  $A_0$ , die Reibungswärme bzw. Flächenleistungsdichte  $Q_R$ , die in das Material eingebracht wird.

$$Q_R = \frac{\mu \cdot F_N \cdot v_{rel}}{A_0} \quad \left[ \frac{W}{m^2} \right] \left[ \frac{kg}{s^3} \right] \quad (4)$$

Unter Einbeziehung der für die Wärmeentwicklung maßgeblichen Schweißparameter Reibkraft  $F_R$  und Frequenz  $f$  ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$Q_R = \frac{E_R}{t \cdot A_0} = \frac{F_N \cdot \mu \cdot s_R}{t \cdot A_0} = \frac{F_R \cdot s_R \cdot f}{A_0} \quad \left[ \frac{W}{m^2} \right] \left[ \frac{kg}{s^3} \right] \quad (5)$$

Hier ist anzumerken, dass sich der Reibweg  $s_R$  aus der Art der Relativbewegung (linear, orbital) und der Amplitude der linearen Relativbewegung bzw. des Schwingkreisdurchmessers der Orbitalbewegung ergibt.

Der Reibdruck  $p_R$  ergibt sich aus der Reibkraft  $F_R$  und der momentanen Kontaktfläche der Fügepartner  $A_0(t)$ . Aufgrund der Relativbewegung variiert die Kontaktfläche und somit auch der Reibdruck. Daher ergeben sich aus den unterschiedlichen Relativbewegungen der betrachteten Prozesse verschiedene Kontaktflächenverläufe pro Reibzyklus. Die Relativbewegung beeinflusst nicht nur den Verlauf der Kontaktfläche, sondern auch den Reibweg, der pro Zyklus zurückgelegt wird. Zusätzlich liegt im Gegensatz zum MOFW, das durch eine kontinuierliche Relativgeschwindigkeit charakterisiert ist, beim LFW ein sinusförmiger Verlauf der Relativgeschwindigkeit vor. Damit ergeben sich durch die Unterschiede in der Prozesskinematik verschiedene Kontaktflächen bzw. Reibdruckverläufe, Reibwege und Relativgeschwindigkeiten.

Das folgende Berechnungsmodell dient zur Bestimmung dieser Größen. Da beiden Prozessvarianten eine kreisende Bewegung der Schwingköpfe zugrunde liegt, beziehen sich folgende Betrachtungen auf die Winkelgeschwindigkeit  $\omega$ , aus der sich der zeitliche Zusammenhang zwischen dem Drehwinkel  $\varphi$  und der vorgegebenen Drehfrequenz  $f$  ergibt.

$$\omega = \frac{\varphi}{t} = 2\pi f = \frac{2\pi}{T} \quad \left[ \frac{rad}{s} \right] \left[ \frac{^\circ}{s} \right] \quad (6)$$

Das Modell gilt nur für rechteckige Querschnitte. Bild 41 zeigt den Zusammenhang der sich ändernden Kontaktfläche  $A_0(t)$ , die sich aus der relativen Positionierung der

Fügepartner zueinander ergibt. Bezogen auf einen Reibzyklus ( $0 \leq t \leq T$ ) können somit die momentane Kontaktfläche  $A_0(t)$ , der zurückgelegte Weg  $s_B(t)$  sowie die momentane Relativgeschwindigkeit  $v_{rel}(t)$  zu jedem Zeitpunkt beziehungsweise zu jeder Winkelstellung bestimmt werden.

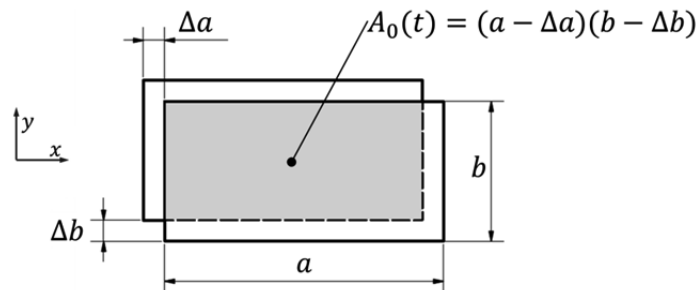


Bild 41: Modell zur Beschreibung der Abhängigkeit der Kontaktfläche von der Stellung des Schwingkopfes.

Im Anhang sind die sich aus dem Modell ergebenden Zusammenhänge für das Multi-Orbitalreibschweißen (MOFW), das Orbital-Reibschweißen (OFW) und das Linear-Reibschweißen (LFW) aufgeführt.

## 12.2 Versuchsreihe zur Betrachtung der Wärmeentwicklung und Prozesskinetik

Zum Vergleich beider Prozesse wurde die Wärmeentwicklung beim Verschweißen der Titanlegierung Ti-6Al-4V untersucht. In einer Testreihe mit MOFW- und LFW-Schweißversuchen bei fünf unterschiedlichen Frequenzen wurde die Zeit gemessen, die der jeweilige Prozess benötigt, um 5 mm Reibweg zurückzulegen. Bei sonst identischen Prozessparametern wie Amplitude, Reibdruck, Stauchdruck und Schweißfläche konnten somit Rückschlüsse auf Unterschiede in der Wärmeentwicklung beim LFW und MOFW gezogen werden. Folgende Parameter sind für die Versuchsreihe verwendet worden:

Tabelle 9: Versuchsparameter.

Amplitude	$A$	=	0,75 mm
Reibkraft	$F_R$	=	5 kN
Reibweg	$s_R$	=	2 mm
Stauchkraft	$F_S$	=	10 kN
Stauchzeit	$t_S$	=	10 s
Frequenz	$f$	=	28 – 56 Hz
Schweißfläche	$A_0$	=	98 mm <sup>2</sup>

Die zusätzliche Betrachtung des Stauchweges lässt eine Bewertung der im Material gespeicherten Restwärme nach der Reibphase zu. Die Ergebnisse sind in Bild 42 dargestellt.

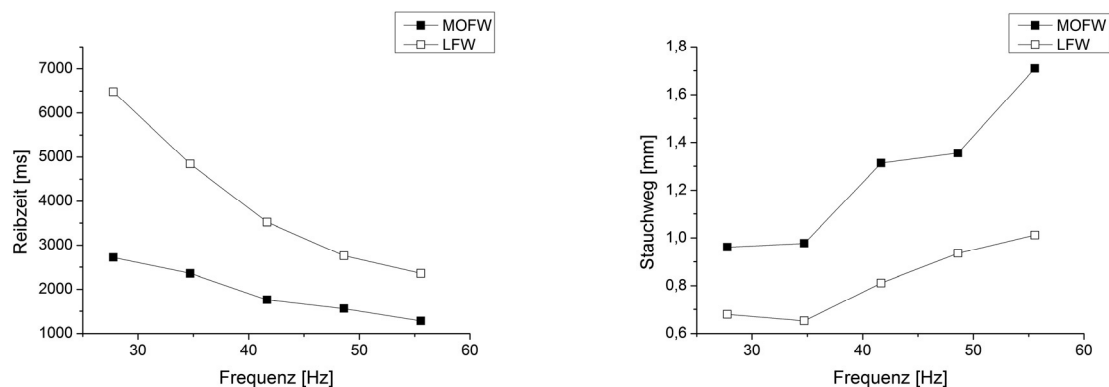


Bild 42: Reibzeit (links) und Stauchweg (rechts) beim LFW und MOFW bei unterschiedlichen Frequenzen.

In der linken Grafik ist die Reibzeit über der Frequenz aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass das MOFW generell weniger Zeit benötigt, um den vorgegebenen Reibweg von 5 mm durch Verdrängung plastifiziertem Materials zurückzulegen. Bei der niedrigsten Frequenz  $f = 27,78$  Hz (entspricht 10.000 °/s) benötigt das LFW mehr als die doppelte Reibzeit. Erst bei Verdopplung der Frequenz kann beim LFW eine vergleichbare Reibzeit erreicht werden.

In der rechten Grafik ist der Stauchweg über der Frequenz aufgetragen. Hier liegt die MOFW-Kurve auf einem höheren Niveau. Bei gleicher Stauchkraft konnte nach der Reibphase mehr Material verdrängt werden. Dieses Ergebnis erlaubt die Annahme, dass mehr Restwärme nach der Reibphase im Material zurückbleibt.

Fasst man die Ergebnisse aus beiden Grafiken zusammen, kann geschlussfolgert werden, dass das MOFW in kürzerer Zeit mehr Wärme generiert als das LFW.

Unterstützt werden diese Beobachtungen durch die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchung der Schweißnähte. Vergleicht man die Ausprägung der zentralen Schweißzone (CWZ) einer LFW- und einer MOFW-Probe, die mit identischen Parametern geschweißt wurden, kann deutlich eine breitere Ausprägung der CWZ nach dem MOFW beobachtet werden (Bild 43).

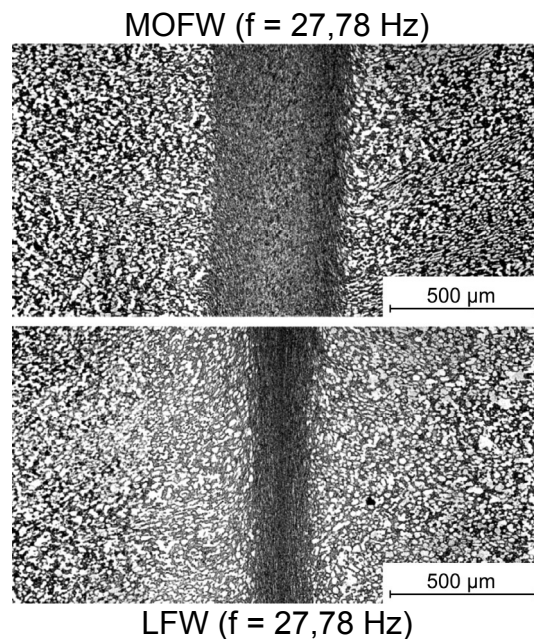


Bild 43: Vergleich der CWZ (LM): MOFW (oben) und LFW (unten) ( $f = 27,78$  Hz).

Die CWZ ist durch den rekristallisierten feinkörnigen Bereich gekennzeichnet, der sich in den Mitten der Bilder dunkelgrau von der Duplex-Struktur des Ti-6Al-4V abhebt. Die Mikrohärtigkeit nimmt in beiden Fällen einen ähnlichen Verlauf an, obwohl sich die CWZ stark unterscheiden. Die Rekristallisationstemperatur eines Werkstoffs kann durch zusätzliche mechanische Arbeit herabgesetzt werden. Da in beiden Fällen die gleiche Reibkraft bzw. Stauchkraft vorlag, wird die ungleiche Ausprägung der CWZ auf eine höhere Wärmeentwicklung beim MOFW zurückgeführt.

### 12.3 Vergleich der Prozesse anhand des Berechnungsmodells

Die theoretische Gegenüberstellung der Prozesse erfolgt gemäß der Parameter, die für die Versuchsreihe gewählt wurden. Die nachfolgenden Ergebnisse beziehen sich auf die Versuchsschweißung bei einer Frequenz von  $f = 27,78$  Hz.

Bei näherer Betrachtung der Entwicklung des Reibdruckes im Verlauf eines Reibzyklus können Begründungen für die höhere Wärmeentwicklung beim MOFW abgeleitet werden. Die Relativbewegung führt beim MOFW und LFW zu einer variierenden Überdeckung der Fügeflächen. Die sich zeitlich ändernde Kontaktfläche ergeben bei konstanter Reibkraft unterschiedliche Reibdruckverläufe, die in Bild 44 dargestellt sind.

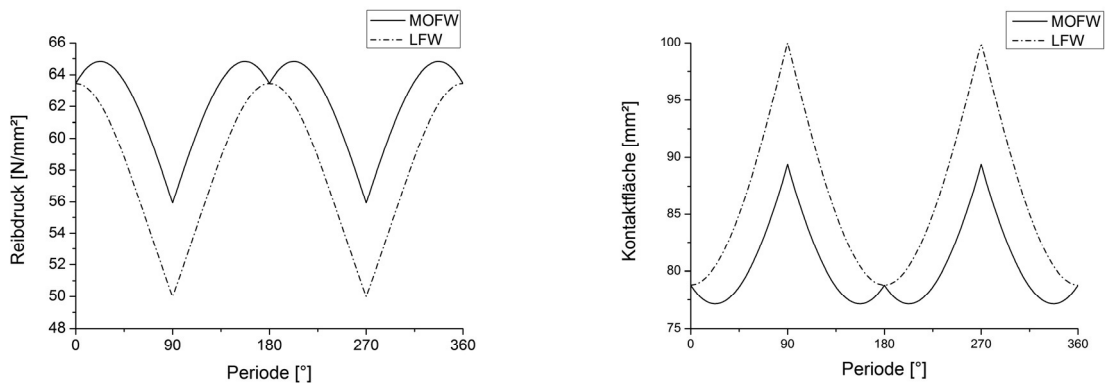


Bild 44: Verlauf des Reibdrucks (links) und der Kontaktfläche (rechts) innerhalb eines Zyklus.

Der Verlauf des Reibdrucks spiegelt die Änderung der Kontaktfläche innerhalb einer Periode wieder. Beim MOFW liegt der Reibdruck auf einem höheren Niveau, da eine größere Überlappung der Fügepartner über den gesamten Prozesszyklus vorliegt. Die größte Flächendeckung beim MOFW beträgt ca. 90 %, während beim LFW zweimalig per Zyklus 100 % Flächendeckung erreicht werden. Bei 5 kN Reibkraft ergibt sich ein mittlerer Reibdruck von 62,3 MPa beim MOFW und 58,1 MPa beim LFW.

Das höhere Reibdruckniveau ist aber nicht allein für die schnellere Wärmeentwicklung verantwortlich. Vergleicht man den Reibweg, den ein Punkt auf der Fügefläche innerhalb eines Zyklus zurücklegt, ergibt sich bei gleichem Schwingkreisdurchmesser bzw. gleicher Amplitude ein um 36 % längerer Weg beim MOFW. Hinzu kommt, dass im Gegensatz zur kontinuierlichen Kreisbewegung beim MOFW die Relativgeschwindigkeit beim LFW sinusförmig verläuft. Bild 45 zeigt die Verläufe des Reibdrucks und der Relativgeschwindigkeit des Linear-Reibschweißprozesses für eine Periode.

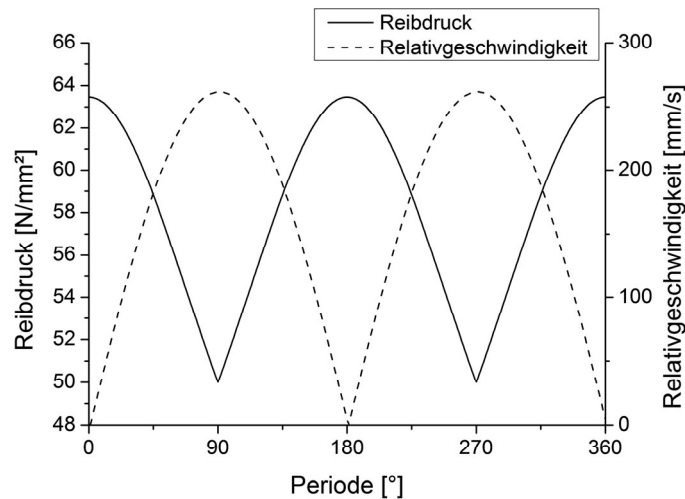


Bild 45: Verlauf des Reibdrucks und der Relativgeschwindigkeit pro Periode (LFW).

Die minimale Relativgeschwindigkeit wird erreicht, wenn die Überlappung der Fügepartner maximal ist ( $0^\circ/180^\circ$ ), die Maxima, wenn die Fügepartner deckungsgleich sind ( $90^\circ/270^\circ$ ). Demnach ist bei maximaler Relativgeschwindigkeit ( $v_{rel} = \max$ ) die Flächenpressung am geringsten und an den Totpunkten ( $v_{rel} = 0$ ) am höchsten.

Fasst man die Ergebnisse zusammen, ist die Kinematik des MOFW durch drei Vorteile gegenüber dem LFW gekennzeichnet:

1. Höherer effektiver Reibdruck
2. Längerer Reibweg pro Periode
3. Kontinuierliche Relativgeschwindigkeit

In welchem Maße die Kinematik die Wärmeentwicklung beeinflusst, zeigt Bild 46. Das Modell beinhaltet sämtliche Prozessgrößen unter Berücksichtigung der jeweils unterschiedlichen Kinematik.

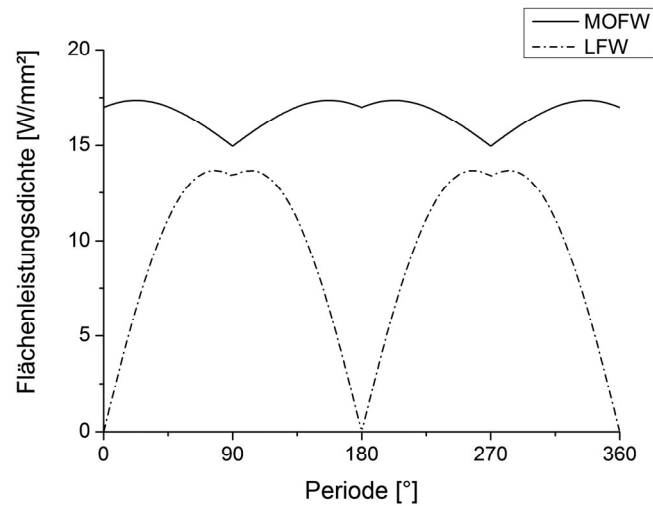


Bild 46: Vergleich der Flächenleistungsdichte pro Periode.

Die Grafik zeigt, dass das MOFW bei identischen Parametern eine höhere und homogenere Flächenleistungsdichte bzw. eine effizientere Wärmeentwicklung erzielt. Das Ergebnis ist in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Versuchsreihe, die eine höhere Wärmeentwicklung bei kürzerer Prozesszeit bestätigt [44].

### 13 Zusammenfassung

Die Ergebnisse dieser Arbeit lassen sich wie folgt zusammenfassen:

1. Mit der Verwendung höherer Reibkräfte konnten in den Verbindungen Ti-64MA/Ti-64D und Ti-64MA/Ti-6246 die Schweißtemperaturen am Ende der Reibphase reduziert werden. Somit war es möglich Schweißtemperaturen zu erreichen, die unterhalb des  $\beta$ -Transus der Legierung Ti-6Al-4V lagen. In der Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 blieb nach dem Schweißvorgang ein rekristallisiertes  $\beta$ -Gefüge im Ti-6246 zurück. Damit wurde die  $\beta$ -Transustemperatur im Ti-6246 überschritten. Die Schweißtemperatur muss somit zwischen den  $\beta$ -Transustemperaturen der Legierungen Ti-64 und Ti-6246 gelegen haben.
2. Die EBSD-Messungen haben ergeben, dass bei der LFW-Verbindung Ti-64MA/Ti-64D eine Vorzugsorientierung der plastisch verformten Primär- $\alpha$ -Körner in der TMAZ des Ti-64D auftritt, bei der sich die (0001)-Ebene des hexagonalen Kristalls senkrecht zur Relativbewegung ausgerichtet hat. Diese Vorzugsorientierung entspricht einer lokalen Transversaltextur, die bei der Legierung Ti-64 bei plastischer Verformung knapp unterhalb des  $\beta$ -Transus beobachtet wird. Nach dem OFW konnte eine entsprechende Vorzugsorientierung in der TMAZ nicht beobachtet werden.
3. Vergleichende LFW- und OFW-Schweißversuche, bei denen sich lediglich die Art der Relativbewegung unterschieden hat, kamen zu dem Ergebnis, dass durch die Orbitalbewegung beim OFW kürzere Schweißzeiten bei gleichem Reibweg erreicht werden konnten. Anhand eines theoretischen Modells konnte erläutert werden, dass eine längerer Reibweg pro Zyklus, eine kontinuierliche Relativbewegung und eine geringere Überdeckung der Fügeflächen zu einer effektiveren Wärmeentwicklung durch die Orbitalbewegung während der Reibphase führen.

Es wird vermutet, dass die Orbitalbewegung förderlich für die Verdrängung plastifizierten Materials ist, und somit geringere Schweißtemperaturen möglich sind. Diese Annahme konnte jedoch nicht abschließend geklärt werden. Eine



Charakterisierung des Gefüges in der CWZ des Ti-64 war aufgrund der geringen Korngröße durch die verwendeten Analysemethoden nicht möglich. TEM-Untersuchungen sollten für die weitere Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung in der CWZ durchgeführt werden.

Durch die EBSD-Messungen konnten aufgrund der nicht indizierten Bereiche in CWZ und TMAZ lokale Texturunterschiede lediglich durch einen visuellen Vergleich der IPF-Maps nachgewiesen werden. Texturmessungen mit höherer Auflösung werden daher zur Charakterisierung der Texturentwicklung in der Schweißnaht empfohlen.

Mit der Legierung Ti-64 konnte eine schnellere Wärmeentwicklung durch die Orbitalbewegung bestätigt werden. Es sollte jedoch versucht werden, ob sich das Modell zur Wärmeentwicklung beim LFW und OFW auch auf andere Werkstoffe und Verbindungen anwenden lässt.

Zusammenfassend lässt sich schlussfolgern, dass das OFW großes Potential als alternatives Fügeverfahren zur Herstellung gefügter Titan-Blisks vorweist. Die geringeren Schweißtemperaturen, die geringere Vorzugsorientierung in der TMAZ und die effektivere Wärmeentwicklung, die aus der Orbitalbewegung resultieren, sollten ausreichend Anlass dafür geben, das Orbitalreibschweißen für Triebwerksanwendungen weiterzuentwickeln.

## Anhang: Grundlegende Formeln für das Berechnungsmodell

### MOFW:

$$A_0(t) = (a - |(\cos(\omega_{ZK}t) - \cos(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)(b - |(\sin(\omega_{ZK}t) - \sin(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)$$

Für  $\Delta\varphi = 180^\circ$  und  $\omega_{ZK} = \omega_{FK} = \omega$  ergibt sich folgende Vereinfachung.

$$A_0(t) = (a - |(\cos(\omega t) - \cos(\pi + \omega t))R_S|)(b - |(\sin(\omega t) - \sin(\pi + \omega t))R_S|)$$

$$s_B(t) = \varphi D_s = \omega t D_s$$

$$v_{rel} = 2D_s\pi f = \omega D_s$$

### OFW:

$$A_0(t) = (a - |(\cos(\omega_{ZK}t) - \cos(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)(b - |(\sin(\omega_{ZK}t) - \sin(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)$$

Auch hier kann für  $\omega_{ZK} = 0$  und  $\Delta\varphi = 180^\circ$  weiter vereinfacht werden.

$$A_0(t) = (a - |\cos(\pi + \omega_{FK}t) R_S|)(b - |\sin(\pi + \omega_{FK}t) R_S|)$$

$$s_B(t) = \varphi R_s = \omega t R_s$$

$$v_{rel} = 2R_s\pi f = D_s\pi f = \omega R_s$$

### LFW:

$$A_0(t) = (a - |(\cos(2\pi - \omega_{ZK}t) - \cos(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)(b - |(\sin(2\pi - \omega_{ZK}t) - \sin(\Delta\varphi + \omega_{FK}t))R_S|)$$

Ebenso wie im MOFW-Modus gilt  $\Delta\varphi = 180^\circ$  und  $\omega_{ZK} = \omega_{FK} = \omega$ , des Weiteren entfallen bei der Oszillation in  $x$ -Richtung alle Sinustherme ( $\Delta b = 0$ ), respektive bei der Oszillation in  $y$ -Richtung alle Kosinustherme ( $\Delta a = 0$ ).

$$A_0(t) = (a - |(\cos(2\pi - \omega t) - \cos(\pi + \omega t))R_S|) b$$

$$s_B(t) = |(\cos(2\pi - \omega t) - \cos(\pi + \omega t))R_S| = |\cos(\omega t)|D_s$$

$$v_{rel}(t) = \frac{ds}{dt} = \dot{s} = |-\omega \sin(\omega t)|D_s$$

Im Gegensatz zum Orbital-Reibschweißen ist die Relativgeschwindigkeit nicht konstant, sondern hängt von der jeweiligen Winkelfunktion (je nach Oszillationsrichtung) und somit vom Drehwinkel der Orbitalköpfe ab. Zur Ermittlung

des Reibweges  $s_R$  ist es daher praktisch, eine gemittelte Relativgeschwindigkeit für eine Umdrehung  $\bar{v}$  zu bestimmen.

$$\bar{v} = \frac{1}{T - 0} \int_0^T v(t) dt = \frac{4D_s \omega}{2\pi} = 4D_s f$$

## Literaturverzeichnis

1. Bräunling, W. J. G. (2009). Flugzeugtriebwerke. Berlin Heidelberg, Springer, S. 859–873.
2. Steffens, K., Buckl, F. (n.d.). Feinbearbeitungsverfahren, Schlüsseltechnologien für moderne Luftfahrtverdichter, S. 40–50.
3. García, A. M. M. (2000). BLISK Fabrication by Linear Friction Welding.
4. Bußmann, M., Kraus, J., Bayer, E. (2005). An Integrated Approach for a Cost-Effective Manufacturing of Blisks, S. 1–9.
5. Adam, P. (1998). Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken. Birkhäuser, S. 178–187.
6. Bayer, E (n.d.). Fertigungsprozesse als Schlüsseltechnologie zur Realisierung des Geard Turbo Fan. MTU.
7. Vairis, A., & Frost, M. (1998). High frequency linear friction welding of a titanium alloy. Wear 217, S. 117–131.
8. Vairis, A, & Frost, M. (1999). On the extrusion stage of linear friction welding of Ti 6Al 4V. Materials Science and Engineering: A, 271(1-2), S. 477–484.
9. Vairis, A., & Frost, M. (2000). Modelling the linear friction welding of titanium blocks. Materials Science and Engineering: A, 292(1), S. 8–17.
10. Daymond, M. R., & Bonner, N. W. (2003). Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction. Physica B: Condensed Matter, 325, S. 130–137.
11. Wanjara, P., & Jahazi, M. (2005). Linear Friction Welding of Ti-6Al-4V: Processing, Microstructure, and Mechanical-Property Inter-Relationships, 36.
12. Karadge, M., Preuss, M., Lovell, C., Withers, P. J., & Bray, S. (2007). Texture development in Ti–6Al–4V linear friction welds. Materials Science and Engineering: A, 459(1-2), S. 182–191.
13. Li, W.-Y., Ma, T., Zhang, Y., Xu, Q., Li, J., Yang, S., & Liao, H. (2008). Microstructure Characterization and Mechanical Properties of Linear Friction Welded Ti-6Al-4V Alloy. Advanced Engineering Materials, 10(1-2), S. 89–92.

14. Attallah, M. M., Preuss, M., & Bray, S. (2009). Microstructural development during Linear Friction Welding of titanium alloys. 8th International Conference on Trends in Welding Research, S. 486–491.
15. Frankel, P., Preuss, M., Steuwer, a., Withers, P. J., & Bray, S. (2009). Comparison of residual stresses in Ti–6Al–4V and Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo linear friction welds. *Materials Science and Technology*, 25(5), S. 640–650.
16. Romero, J., Attallah, M. M., Preuss, M., Karadge, M., & Bray, S. E. (2009). Effect of the forging pressure on the microstructure and residual stress development in Ti–6Al–4V linear friction welds. *Acta Materialia*, 57(18), S. 5582–5592.
17. Guo, Y., Chiu, Y., Attallah, M. M., Li, H., Bray, S., & Bowen, P. (2012). Characterization of Dissimilar Linear Friction Welds of  $\alpha$ - $\beta$  Titanium Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(5), S. 770–776.
18. Guo, Y., Jung, T., Chiu, Y. L., Li, H., Bray, S., & Bowen, P. (2013). Microstructure and microhardness of Ti6246 linear friction weld. *Materials Science and Engineering: A*, 562, S. 17–24.
19. Siemens advance (2004). Fachbericht 3.
20. Europäische Patentanmeldung (EP 2 106 873 A1): Verfahren zur Herstellung integral beschauelter Rotoren durch Verwendung des kreisförmigen Reibschweissens, Rolls-Royce Deutschland Ltd & Co KG.
21. Zech, F., Cramer, H. & Serve, M. (2009). Untersuchungen zum Orbitalreibschweißen von metallischen Werkstoffen und Mischverbindungen an nichtrotationssymmetrischen Verbindungsquerschnitten. Forschungsvorhaben AiF-Nr. 14.962N, DVS-Nr. 5.038.
22. Zech, F. & Cramer, H. (2009). Untersuchung der Prozessbedingungen und der Verbindungseigenschaften beim Orbitalreibschweißen von Metallen. DVS Bericht 5144/09.
23. Martinek, I., Goldau, H., & Trommer, F. (2011). Grundsatzuntersuchungen zum Orbitalreibschweißen des unlegierten Baustahls S355JR. Innovationspreis Reibschweißen 2011, [www.raiser.de](http://www.raiser.de) (Stand vom 27.01.2015).

24. DIN 1910-100: Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe - Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610:2005.
25. EN 14610: Schweißen und verwandte Prozesse - Begriffe für Metallschweißprozesse.
26. DIN EN ISO 15620 (2000-10-00): Schweißen - Reibschweißen von metallischen Werkstoffen.
27. Neumann, A & Schober, D (1991). Reibschweißen von Metallen - Konstruktion, Technologie, Qualitätssicherung.
28. Kallee, S. W., Nicholas, E. D., & Russel, M. J. (2003). Friction Welding of Aero Engine Components. Ti-2003, Science and Technology, Volume V, S. 2867-2874.
29. Weißbach, W. (2007). Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung, 16., überarbeitete Auflage, Vieweg Verlag, Wiesbaden, S. 40-53.
30. Roos, E., & Maile, K (2001). Werkstoffkunde für Ingenieure - Grundlagen, Anwendung, Prüfung, 4. bearbeitete Auflage, Springer-Verlag, Heidelberg, S. 57-62.
31. Bargel, H.-J., & Schulze, G. (2012). Werkstoffkunde, 11., überarbeitete Auflage, Springer-Verlag, Heidelberg, S. 32-40.
32. Gottstein, G. (2007). Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, S. 332-339.
33. Stanford, N., & Bate, P. S. (2004). Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V. Acta Materialia, 52, 5215–5224.
34. Lütjering, G., & Williams, J. C. (2007). Titanium, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, S. 24.
35. Peters, M., & Leyens, C. (2002). Titan und Titanlegierungen, 1. Auflage, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim.
36. Boyer, R., Welsch, G., Collings C.W. (1994). Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM INTERNATIONAL, Metals Park, OH, S. 5-105

37. Ding, R., Guo, Z. X., & Wilson, A. (2002). Microstructural evolution of a Ti–6Al–4V alloy during thermomechanical processing. *Materials Science and Engineering: A*, 327(2), S. 233–245.
38. Ivasishin, O. M., & Lütjering, G. (1993). Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloys after rapid heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 168, Issue 1, S. 23–28
39. Haaks, M., & Plöger, J. (2005) Abbildung der Schädigung in der Randzone mit Positronen als Sondenteilchen, in: H.K. Tönshoff, C. Hollmann (eds), *Hochgeschwindigkeitsspanen metallischer Werkstoffe*, Wiley-VCH, Weinheim.
40. Zamponi, C., Sonneberger, S., Haaks, M., Müller, I., Staab, T., Tempus, G., & Maier, K. (2004). *J. Mater. Sci.* 39, S. 6951.
41. Wilkinson, A.J., Hirsch, P.B. (1997). Electron diffraction based techniques in scanning electron microscopy of bulk materials, *MICRON*, 28 (4), S. 279-308.
42. Maitland, T., Sitzman, S (2007). *Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples*. *Scanning Microscopy for Nanotechnology*, Springer.
43. Levin, S. (2013). Masterarbeit: Untersuchungen zum Linear- und Orbitalreibschweißen der Titanlegierung Ti-6Al-4V für die Anwendung im Turbinenbau. IWW, TU Clausthal.
44. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., & Heinze, C. (2015). Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 215, S. 189–192.
45. Czichos, H., & Habig, K.-H. (2010). *Tribologie-Handbuch - Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*, Springer. S. 81–112.

## Abbildungsverzeichnis

Bild 1: Verfahrensprinzipien der unterschiedlichen Reibschweißverfahren. Von links: Rotationsreibschweißen, Linear-Reibschweißen und Orbital-Reibschweißen.....	11
Bild 2: Platzwechselforgänge in metallischen Werkstoffen [31]. .....	14
Bild 3: Möglichkeiten für das Ausheilen und Umlagern von Gitterdefekten [31].....	15
Bild 4: Kornneubildung durch Rekristallisation [29].....	15
Bild 5: Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100. ....	17
Bild 6: Funktionsprinzip der Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100. ....	18
Bild 7: Geometrie der Schweißproben. ....	20
Bild 8: Rundzugprobe nach DIN 6892. ....	21
Bild 9: Entnahmeposition der Rundzugproben. ....	21
Bild 10: Probenentnahme für die Gefügeanalyse und Mikrohärtemessung. ....	22
Bild 11: Schliff mit zwei Materialproben. ....	23
Bild 12: Position und Form der Messreihen zur Mikrohärteprüfung. ....	24
Bild 13: Messbereiche für die EBSD-Messungen. ....	25
Bild 14: Wirkung von Legierungselementen auf die Phasendiagramme von Titanlegierungen [34].....	28
Bild 15: Einteilung der Ti-Legierungsklassen im quasi-binären Zustandsdiagramm [34]. ....	29
Bild 16: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-64D. ....	36
Bild 17: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-64MA. ....	36
Bild 18: Mikrostruktur (REM) des Werkstoffs Ti-6246. ....	37
Bild 19: Einteilung der Schweißzonen anhand einer Ti-64D (rechts)/Ti-64MA (links) orbital-reibgeschweißten Fügeverbindung (REM). ....	38
Bild 20: Mikrostruktur (REM) der Legierung Ti-64D nach dem OFW: Ausgangszustand im PM (links), nach starker plastischer Verformung in der TMAZ (rechts). ....	39
Bild 21: Mikrostruktur (REM) der Legierung Ti-6246 nach dem OFW. Ausgangszustand im PM (links), Auflösung der nadeligen sekundären $\alpha$ -Phase und beginnende Auflösung der primären $\alpha$ -Phase (rechts). ....	39
Bild 22: Exemplarische Kraft-Weg-Verläufe.....	44
Bild 23: Schweißparameter und Kraft-Weg-Verlauf für die Verbindung Ti-64MA/Ti-64D. ....	45



Bild 24: Schweißparameter und Kraft-Weg-Verlauf für die Verbindung Ti-64MA/Ti-6246. ....	46
Bild 25: Übersichtsaufnahmen (DM) der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) in den Zuständen AW (links) und HT (rechts).....	48
Bild 26: Schweißnaht (LM) der Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) Fügeverbindung in den Zuständen AW und HT. ....	50
Bild 27: Mikrostruktur (LM) der Schweißnahtmitte der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben) in unterschiedlichen Vergrößerungen. ....	51
Bild 28: Mikrostruktur (REM) der CWZ im Randbereich der Schweißnaht der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-64D (oben). ....	52
Bild 29: Übersichtsaufnahmen (DM) der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in den Zuständen AW (links) und HT (rechts).....	53
Bild 30: Schweißnaht (LM) der Ti-64MA (unten)/Ti-6246(oben) Fügeverbindung in den Zuständen AW und HT. ....	54
Bild 31: Mikrostruktur (LM) der Schweißnahtmitte der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in in unterschiedlichen Vergrößerungen. ....	55
Bild 32: Vergleich der Mikrostrukturen (LM) in der CWZ der Verbindung Ti-64MA (unten)/Ti-6246 (oben) in der Mitte der Schweißnaht (links) und im Wulst (rechts)..	56
Bild 33: Mikrostrukturelle Einflüsse auf den Mikrohärteverlauf in Reibschweißverbindungen. ....	59
Bild 34: Mikrostruktur (LM) und Mikrohärte in Abhängigkeit vom Abstand von der Schweißlinie, Ti-64MA (links) und Ti-64D (rechts).....	62
Bild 35: Mikrostruktur (LM) und Mikrohärte in Abhängigkeit vom Abstand von der Schweißlinie, Ti-64MA (links) und Ti-6246 (rechts). ....	64
Bild 36: IPF (EBSD) der Schweißzone der Verbindung Ti-64MA (rechts)/Ti-64D (links).....	65
Bild 37: EBSD-Messung in der CZW bei höherer Auflösung. ....	66
Bild 38: Image Quality Map (EBSD) der Schweißzone der Verbindung Ti-64MA (rechts)/Ti-64D (links). ....	67
Bild 39: Vergleich der IPF-Maps (EBSD) der xz-Ebene (links) und yz-Ebene (rechts) der LFW-Verbindung. ....	68
Bild 40: Vergleich der IPF-Maps (EBSD) der xz-Ebene (links) und yz-Ebene (rechts) der OFW-Verbindung. ....	70

Bild 41: Modell zur Beschreibung der Abhängigkeit der Kontaktfläche von der Stellung des Schwingkopfes.....	74
Bild 42: Reibzeit (links) und Stauchweg (rechts) beim LFW und MOFW bei unterschiedlichen Frequenzen.....	75
Bild 43: Vergleich der CWZ (LM): MOFW (oben) und LFW (unten) ( $f = 27,78 \text{ Hz}$ )...	76
Bild 44: Verlauf des Reibdrucks (links) und der Kontaktfläche (rechts) innerhalb eines Zyklus. ....	77
Bild 45: Verlauf des Reibdrucks und der Relativgeschwindigkeit pro Periode (LFW). .....	78
Bild 46: Vergleich der Flächenleistungsdichte pro Periode.....	79

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Technischen Daten der Multiorbital-Reibschweißanlage dyconn-100 (Maximalwerte) .....	17
Tabelle 2: Parameter der Wärmenachbehandlung .....	22
Tabelle 3: EBSD-Einstellungen .....	26
Tabelle 4: Physikalische Eigenschaften von Titan und seinen Legierungen im Vergleich zu anderen Metallen [34]. .....	34
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung in Gew.-%. ....	34
Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften der verwendeten Ti-Legierungen im Zustand HT .....	35
Tabelle 7: Zugversuchsergebnisse der Verbindung Ti-64MA/Ti-64D im Zustand HT. ....	46
Tabelle 8: Zugversuchsergebnisse der Verbindung Ti-64MA/Ti-6246 im Zustand HT. ....	47
Tabelle 9: Versuchsparameter .....	75